

# **Lokales Deformations- und Schädigungsverhalten zyklisch elastisch-plastisch beanspruchter Schweißverbindungen**

Vom Fachgebiet Maschinenbau  
der Technischen Universität Darmstadt  
zur  
Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte

**D i s s e r t a t i o n**

vorgelegt von  
**Kay Langschwager, M.Sc.**  
aus Berlin / Deutschland

Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner
Mitberichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Michael Vormwald
Tag der Einreichung:	13.11.2018
Tag der mündlichen Prüfung:	13.02.2019

Darmstadt 2019

Bitte zitieren Sie dieses Dokument als:

URN: urn:nbn:de:tuda-tuprints-117380

<https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/id/eprint/11738>

Dieses Dokument wird bereitgestellt von tuprints,

E-Publishing-Service der TU Darmstadt

<http://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de>

[tuprints@ulb.tu-darmstadt.de](mailto:tuprints@ulb.tu-darmstadt.de)



Die Veröffentlichung steht unter folgender Creative Commons Lizenz:

Namensnennung – keine kommerzielle Nutzung – keine Bearbeitung 4.0 international

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0>

*Clarissa, Liam und Mila gewidmet.*





## Kurzfassung

Für eine wirtschaftliche Bauteilauslegung sind rechnerische Methoden, wie die Finite-Elemente-Analyse, etablierte Verfahren. Bei der Lebensdaueranalyse zyklisch belasteter Schweißverbindungen ist das sogenannte örtliche Konzept, das auf der Finiten-Elemente-Analyse basiert, ein gängiges Vorgehen um übermäßige Konservativität zu vermeiden. Beim örtlichen Konzept werden die wesentlichen Geometriemerkmale der belasteten Schweißverbindungen nachgebildet und die Vergleichsspannung am Ort der höchsten Beanspruchung bestimmt. Eigene Untersuchungen haben gezeigt, dass nicht nur die Geometrie der Schweißverbindung einen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer der Schweißverbindung besitzt, sondern auch ihre lokalen Werkstoffeigenschaften, die somit berücksichtigt werden müssen.

Der Einfluss der lokalen Werkstoffeigenschaften auf die Lebensdauer von Schweißverbindungen zeigt sich vor allem bei nachbearbeiteten Geometrien, wo alle geometrischen Schweißnahtmerkmale durch Abschleifen entfernt sind. Dort tritt trotz der entfernten Geometrieimperfektionen eine reduzierte Lebensdauer der Schweißverbindung im Vergleich zu der Lebensdauer der eingesetzten Werkstoffe – Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff – ein. Die eingesetzten Werkstoffe sowie die Parameter des Schweißprozesses bestimmen maßgeblich, wie stark die Lebensdauer reduziert wird. Lokale Werkstoffinhomogenitäten führen in der Regel zu Spannungsüberhöhungen und damit zu einer reduzierten Lebensdauer der Bauteile. Um die resultierende Lebensdauer richtig rechnerisch bewerten zu können, sind die bestimmenden Werkstoffeigenschaften zu quantifizieren. Ziel dieser Arbeit ist die Quantifizierung lokaler Werkstoffeigenschaften am Beispiel einer austenitischen Schweißverbindung und die Bewertung dieser Eigenschaften in Hinblick auf die Lebensdauer geometrisch unterschiedlicher Schweißverbindungen.

Zur Quantifizierung lokaler Werkstoffkennwerte gibt es unterschiedliche Strategien. Eine Strategie ist die Kennwertermittlung anhand von Miniaturproben, die aus den unterschiedlichen Bereichen der Schweißverbindung gefertigt werden. Da die Herstellung und Prüfung dieser Proben sehr kosten- und zeitintensiv ist, werden in dieser Arbeit die einzelnen Werkstoffe sowie die Schweißverbindungen im Ganzen charakterisiert. Eine weitere Strategie ist die Ableitung von Kennwerten aus anderen Prüfmethoden – z. Bsp. einer flächigen Härtemessung. Dabei tritt die Frage auf, ob eine Umrechnung zwischen den unterschiedlichen Werkstoffkennwerten möglich ist – Härte zu zyklischer Festigkeit. Weiterhin zeigen eigene Untersuchungen, dass die Härteverteilung entlang der untersuchten Schweißverbindung nicht mit anderen lokalen Charakteristiken, wie der Mikrostruktur, einhergeht. Somit tritt ebenfalls die Frage nach der tatsächlichen Verteilung der lokalen zyklischen Werkstoffeigenschaften auf. Hierzu wird in dieser Arbeit eine optische Methode eingesetzt, um die Werkstoffeigenschaften mit Hilfe der Digitalen Bildkorrelation zu identifizieren. Die flächig ermittelten Verformungen entlang der geschweißten Proben werden genutzt, um in einem Postprozessing die zyklischen Werkstoffkennwerte zu ermitteln.

Eine identifizierte lokale Werkstoffeigenschaft weist eine direkte Korrelation zur Härtemessung, wohingegen eine andere mit der Mikrostruktur korreliert. Damit lässt sich neben der reduzierten Lebensdauer der Schweißverbindungen auch der Schweißprozess besser verstehen und beurteilen. Die erfassten Werkstoffeigenschaften und damit auch das konzeptionelle Vorgehen zur Bestimmung der Eigenschaften werden einerseits mit Hilfe der globalen Grundcharakterisierung der einzelnen Werkstoffe und andererseits anhand wärmebehandelter Proben validiert.

## Abstract

Computational methods such as the finite element analysis are established procedures for the design of economical components. For the durability analysis of cyclically loaded welded joints the so-called local concept, which is based on finite element analysis, is a common procedure to avoid a too high conservatism. In the local concept the essential geometric features of the loaded welded joints are reproduced in order to determine the equivalent stress at the location of the highest stress. Own investigations have shown that not only the geometry of the welded joint has a significant influence on the durability of the welded joint, but also the local material properties. Therefore, they must be taken into account.

The influence of local material properties on the durability of welded joints is particularly evident in the case of reworked geometries where all geometric weld features have been removed by grinding. Despite the removed geometric imperfections, the welded joint has a reduced durability in comparison to the durability of the used materials - base material and filler material. The used materials as well as the parameters of the welding process significantly determine the durability. Local material inhomogeneities usually lead to stress increases and, thus, to a reduced durability of the components. In order to correctly calculate the resulting durability, the determining material properties must be quantified. The aim of this thesis is the quantification of local material properties using the example of an austenitic welded joint and the evaluation of these properties with regard to the durability of geometrically different welded joints.

There are different strategies for quantifying local material parameters. One strategy is the determination of local material parameters using miniature samples that are produced from the different areas of the welded joint. Since the production and testing of these samples is very cost and time intensive, this work characterizes the individual materials as well as the whole welded joints. A further strategy is the derivation of local material parameters from other test methods - e.g. a hardness distribution measurement. The question arises whether a conversion between the different material characteristics is possible - hardness to cyclic material properties. Furthermore, own investigations show that the hardness distribution along the examined welded joint is not accompanied by other local characteristics, such as the microstructure. Thus, it also arises the question how the real distribution of the local cyclic material properties looks like. In this thesis an optical method is used to identify the material properties by means of digital image correlation. The deformations along the welded specimens are used to determine the cyclic material properties in a post processing.

One local material property shows a direct correlation to the hardness measurement, whereas another local material property correlates with the microstructure. Thus, in addition to the reduced durability of the welded joints, the welding process can be better understood and evaluated. The identified material properties and, thus, also the conceptual procedure for determining the properties are validated on the one hand by means of the global basic characterization of the individual materials and on the other hand by means of heat treated samples.

## Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis</b>	<b>iii</b>
<b>1. Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2. Problemstellung und Forschungsziel</b>	<b>4</b>
<b>3. Grundlagen und Stand der Forschung</b>	<b>6</b>
3.1. Grundlagen zu Werkstoffeigenschaften . . . . .	6
3.1.1. Einführung Lebensdauer- und Schädigungsbewertung . . . . .	8
3.2. Auslegung und Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen . . . . .	9
3.2.1. Bewertungskonzepte . . . . .	11
3.3. Austenitische Werkstoffe . . . . .	14
3.3.1. Austenite . . . . .	14
3.3.2. Austenitische Schweißverbindungen . . . . .	17
3.4. Lokale Dehnungsmessung durch digital Bildkorrelation . . . . .	18
3.4.1. Messprinzip . . . . .	19
3.4.2. Anwendungsgebiete in der Werkstoffprüfung . . . . .	20
<b>4. Aufgabenstellung und Lösungsweg</b>	<b>28</b>
4.1. Aufgabenstellung . . . . .	28
4.2. Lösungsweg . . . . .	29
<b>5. Globale experimentelle Beschreibung</b>	<b>31</b>
5.1. Versuchswerkstoffe . . . . .	31
5.2. Probenfertigung und -entnahme . . . . .	32
5.3. Probentypen . . . . .	33
5.4. Grundcharakterisierung . . . . .	34
5.4.1. Chemische Analyse . . . . .	34
5.4.2. Mechanischen Eigenschaften . . . . .	35
5.4.3. Härteverteilung . . . . .	36
5.5. Zyklische Versuchsdurchführung . . . . .	40
5.5.1. Versuchsaufbau . . . . .	40
5.5.2. Versuchsauswertung . . . . .	41
5.6. Versuchsergebnisse an homogenen LCF-Rundproben . . . . .	43
5.6.1. Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10 . . . . .	43
5.6.2. Schweißzusatzwerkstoff X5CrNiNb19-10 . . . . .	58
5.7. Versuchsergebnisse an geschweißten Proben . . . . .	64
5.7.1. Proben mit idealisiertem Querschnitt . . . . .	64
5.7.2. Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteter Schweißnaht . . . . .	69
5.7.3. Rohrsegmentproben mit unbearbeiteter Schweißnaht . . . . .	72
<b>6. Konzeptentwicklung zur lokalen Werkstoffbeschreibung</b>	<b>76</b>
6.1. Ermittlung der elastischen und plastische Dehnungsanteile . . . . .	76

---

6.2. Ermittlung der Spannungs-Dehnungs-Beziehung . . . . .	77
6.2.1. Annahme einer konstanten Spannung . . . . .	77
6.2.2. Gedankenexperimente zur Konzeptanwendung . . . . .	78
6.3. Ermittlung der Verzerrung, der Querkontraktion und der Dehnrate . . . . .	83
<b>7. Lokale Werkstoffmodellierung</b>	<b>85</b>
7.1. Vorgehen bei der lokalen Versuchsauswertung . . . . .	85
7.2. Ergebnisse am Grundwerkstoff . . . . .	87
7.3. Ergebnisse an geschweißten Rohrsegmentproben . . . . .	97
7.3.1. Ergebnisse an idealisierten Proben . . . . .	97
7.3.2. Ergebnisse an nachbearbeiteten Rohrsegmentproben . . . . .	114
7.3.3. Ergebnisse an unbearbeiteten Rohrsegmentproben . . . . .	122
<b>8. Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>129</b>
8.1. Zusammenfassung . . . . .	129
8.2. Ausblick . . . . .	131
<b>A. Anhang</b>	<b>134</b>
A.1. Linear-Elastische Modellierung . . . . .	134
A.2. Elastisch-Plastische Modellierung . . . . .	141
A.3. Grundlagen der Werkstoffmodellierung . . . . .	149
A.4. Grundlagen der Lebensdauerbewertung . . . . .	151
A.5. Grundlagen der Schädigungsbewertung . . . . .	153
<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>155</b>
<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>161</b>
<b>Literatur</b>	<b>162</b>

## 1. Einleitung

Werkstoffe und Werkstoffkombinationen werden in der heutigen Zeit immer weiter an die Grenzen ihrer Belastbarkeit geführt. Unternehmerische Ziele sind einerseits das Einsparen von Materialkosten und andererseits die Gestaltung von immer leichteren Bauteilen. Neben der Weiterentwicklung von rechnerischen Methoden zur Auslegung und Bewertung solcher Bauteile mittels der Finite-Elemente-Analyse sollten auch die Methoden zur Ermittlung der Werkstoffkennwerte innerhalb einer Werkstoffprüfung weiterentwickelt werden, um den steigenden Anforderungen, die mit den zunehmenden Zielen einhergehen, gerecht zu werden.

Die Werkstoffprüfung ist eine jahrhundertealte Disziplin und beschäftigt sich mit der robusten Erfassung von unterschiedlichsten Werkstoffkennwerten, wie zum Beispiel dem Elastizitätsmodul, der Streckgrenze oder der Härte. Der einachsige Zug- und Ermüdungsversuch sind klassische Vertreter der Werkstoffprüfung, deren Durchführung detailliert in Normen und Richtlinien festgehalten ist, um standardisierte Prozesse zu gewährleisten. Diese Versuche bilden heute noch die Basis der Werkstoffkennwertermittlung, obwohl immer neue Herausforderungen an die Werkstoffprüfung gestellt werden. Dabei entspricht eine Herausforderung den realen Beanspruchungssituationen immer weiter gerecht zu werden, sodass eine idealisierte einachsige Werkstoffprüfung nicht mehr ausreicht. Um zum Beispiel eine mehrachsige Beanspruchungssituation hervorzurufen, werden Versuche an gekerbten und gelochten Werkstoffproben durchgeführt. Dadurch ist der Versuch betriebsnaher und es lassen sich durch verschiedene Designmerkmale (Kerbradius und Lochdurchmesser) die Auswirkung unterschiedlicher Spannungs- und Dehnungsgradienten auf die Lebensdauer der Bauteile untersuchen.

Neben der idealisierten einachsigen Beanspruchung ist auch die Vorstellung von einem idealisierten homogenen Werkstoffgefüge nicht immer anwendbar. So rücken prozessbedingte Werkstoffinhomogenitäten immer weiter in den Fokus der Werkstoffprüfung. Werkstoffinhomogenitäten entstehen unter anderem gezielt oder ungewollt durch thermische Prozesse. Ein klassischer Vertreter für lokal auftretende thermische Prozesse ist das Schweißen, das wiederum eine Vielzahl an unterschiedlichen Schweißverfahren zusammenfasst.

Die Lebensdauer einer Schweißverbindung lässt sich anhand einer Ermüdungsprüfung erfassen. Diese entspricht bereits einer Bauteilprüfung, da neben der reinen Werkstoffbetrachtung in der Regel auch geometrische Imperfektionen und metallurgische Inhomogenitäten der Schweißverbindung bei der Prüfung zu berücksichtigen sind. Die Auslegung und Bewertung der Lebensdauer von Schweißverbindungen erfolgt heute vermehrt mit Hilfe des örtlichen Konzepts. Dabei wird die höchste örtliche Beanspruchung entlang der Schweißverbindung aufgrund ihrer Geometrie mit Hilfe einer Finite-Elemente-Analyse bewertet. Was bei unbearbeiteten Schweißnähten mit charakteristischen geometrischen Imperfektionen zu guten Ergebnissen führt, erweist sich für nachbearbeitete Schweißnähte in den meisten Fällen als nicht zielführend, da es trotz abgeschliffener geometrischer Kerben zu Überhöhungen lokaler Spannungen und Dehnungen und damit auch zu einer Minderung der Ermüdungslebensdauer kommt. Die Minderung der Lebensdauer ist in Regelwerken durch entsprechende Fallklassen berücksichtigt, wobei eine Fallklasse der nachbearbeiteten Schweißnaht entspricht. Dabei erfolgt die Auslegung der Schweißnähte, anders als beim örtlichen Konzept, aufgrund globaler Messgrößen, zum Beispiel der Nennspannung oder

Nenndehnung innerhalb der konventionellen Bauteilprüfung. Aktuell bewertet kein standardisiertes Vorgehen die tatsächliche Ausprägung der lokalen Werkstoffinhomogenitäten innerhalb einer Schweißverbindung.

Für die korrekte Bewertung der Lebensdauer von Schweißverbindungen ist in den meisten Fällen jedoch das Wissen über die Ausprägung lokaler Werkstoffinhomogenitäten aufgrund thermischer Prozesse entscheidend. Weiterhin kann das Wissen über die lokalen Werkstoffinhomogenitäten auch zu Rückschlüssen über den komplexen Prozess selbst führen. So könnten zum Beispiel durch eine Variation der Schweißprozessparameter gezielt lokale Werkstoffeigenschaften innerhalb der Schweißnaht eingestellt werden, die zu einer Reduzierung späterer lokaler Beanspruchungssituation im Bauteil führen. Diese lokalen Werkstoffeigenschaften lassen sich jedoch nicht mehr durch konventionelle Methoden der Werkstoffprüfung ermitteln, sondern es bedarf neuer Methoden, wie zum Beispiel der digitalen Bildkorrelation.

Die digitale Bildkorrelation ist ein bewährtes optisches Verfahren zur flächigen Messung von lokalen Dehnungen. Die Anwendung der digitalen Bildkorrelation in der Werkstoff- und Bauteilprüfung steigt zunehmend, da es sich um eine robuste und vor allem berührungslose Methode handelt, die flexibel eingesetzt werden kann. Durch flächige Informationen lassen sich im Gegensatz zu punktuellen Informationen (einfache Dehnungsmessstreifen) lokale Verteilungen von Verschiebungen und Dehnungen erfassen. In Verbindung mit einer Abschätzung der lokalen Beanspruchungssituation kann anschließend das lokale und flächige Werkstoffverhalten, das durch die Spannungs-Dehnungs-Beziehung beschrieben ist, entlang der Schweißverbindung ermittelt werden. Daraus lassen sich zudem weitere typische Kennwerte aus der klassischen Werkstoffprüfung, die linear-elastische Steifigkeit (Elastizitätsmodul) und die Fließbedingung, ab der die anschließende Verfestigung einsetzt, lokal ableiten.

Die Abschätzung der lokalen Werkstoffeigenschaften stellt den Kern dieser Arbeit dar und basiert auf einfachen kontinuumsmechanische Zusammenhängen, die auf der digitalen Bildkorrelation aufsetzen. Dadurch ist eine direkte Messung lokaler Werkstoffeigenschaften an der Oberfläche bauteilnaher Proben möglich. Um die lokalen Werkstoffinhomogenitäten innerhalb einer austenitischen Schweißnaht bewerten zu können, wird in dieser Arbeit ein neues Konzept entwickelt und vorgestellt, das einen Bogen zwischen der konventionellen Prüftechnik und modernen Messmethoden spannt. Eine direkte Messmethode lokaler Werkstoffeigenschaften ist aus der Literatur nicht bekannt, so dass mit dieser Arbeit eine Lücke in der Werkstoffprüfung geschlossen wird.

In Kapitel 2 wird die Problemstellung und die Forschungslücke detailliert beschrieben, um daraus die konkreten Ziele dieser Arbeit zu formulieren. Im Anschluss daran wird im Stand der Forschung (Kapitel 3) auf aktuelle Forschungsarbeiten zu diesem Thema eingegangen. Die Aufgabenstellung (Kapitel 4) fasst die relevanten Fragestellungen zusammen, die sich aus dem Stand der Forschung ergeben und leitet daraus Hypothesen für Lösungen ab, die es zu überprüfen gilt. Alle nötigen Schritte zur Bewältigung der Aufgabenstellung werden im Lösungsweg vorgestellt. Dabei wird zwischen konventioneller globaler Vorgehensweise und neuer lokaler Charakterisierung unterschieden. Die konventionelle Vorgehensweise wird in Kapitel 5 vorgestellt und umfasst neben der detaillierten Untersuchung der einzelnen Werkstoffe, Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff, bereits die globale Bewertung der bauteilnahen geschweißten Proben. Das bereits erwähnte Konzept zur lokalen Charakterisierung wird detailliert in Kapitel 6 beschrieben und

die lokale Werkstoffkennwertermittlung erläutert. Die so ermittelten lokalen Versuchsergebnisse werden ausführlich in Kapitel 7 vorgestellt, wobei einerseits Werkstoffproben ohne Schweißnaht (homogen) und andererseits die bauteilnahen Proben mit Schweißnaht betrachtet werden. Zur Validierung der Ergebnisse werden einerseits die globalen und lokalen Messergebnisse einander gegenübergestellt und andererseits die bauteilnahen Proben mit unterschiedlichen lokalen Werkstoffeigenschaften verglichen. Unterschiedliche lokale Werkstoffeigenschaften lassen sich bei den untersuchten Schweißverbindungen durch eine zusätzliche Wärmebehandlung (Lösungsglühen) erzeugen. Nach der lokalen Charakterisierung der Werkstoffeigenschaften erfolgt die lokale Lebensdauerbewertung der geschweißten Proben hinsichtlich der metallurgischen Werkstoffinhomogenitäten und der geometrischen Imperfektionen. Die Ergebnisse der Arbeit werden in Kapitel 8 zusammengefasst und aussichtsreiche Folgearbeiten vorgestellt.

## 2. Problemstellung und Forschungsziel

Zur Bewertung von geschweißten Bauteilen hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit und Lebensdauer gibt es eine Vielzahl an Methoden. Die gängigste und mitunter einfachste Methode ist das Nennspannungskonzept, das Bestandteil in den einschlägigen Regelwerken ist [1, 2, 3]. Genauer gesagt sind in den Regelwerken für repräsentative Schweißverbindungsarten und Unregelmäßigkeiten an Schweißverbindungen, die durch verschiedene Kerbfallklassen beschrieben sind, Scharen gestaffelter Bauteil-Wöhlerlinien beschrieben, mit denen ein Bauteil anhand der vorherrschenden Nennbeanspruchung auszulegen ist. Das Nennspannungskonzept stößt schnell an seine Grenzen, da sich eine komplex geschweißte Struktur einerseits keiner Kerbfallklasse zuordnen lässt und sich andererseits auch die Bestimmung der Nennspannung bei einer komplexen Beanspruchung als schwierig erweist. Eine Erweiterung des Nennspannungskonzeptes stellt das Strukturspannungskonzept dar, welches bei komplexeren Strukturen Anwendung findet. Aber auch hier kommt es vor allem bei komplexeren Beanspruchungen zu Grenzen des Konzepts. Mit dem Aufkommen computergestützter Berechnungsverfahren (Finite-Elemente-Analyse) haben sich lokale / örtliche Betrachtungsweisen etabliert, die es ermöglichen, eine direkte Bewertung entlang der kritischen Bauteilbereiche durchzuführen. Bei den örtlichen Auslegungskonzepten gibt es verschiedene Konzepte und Varianten [4, 5, 6, 7]. Gemein haben alle Konzepte, dass sie versuchen, die zusätzlichen Beanspruchungen – zum Beispiel durch Kerben im Schweißnahtübergang – auf der Beanspruchungsseite und nicht auf der Seite einer Bauteil-Wöhlerlinie zu berücksichtigen. Dadurch muss bestenfalls nur noch die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffes (Werkstoff-Wöhlerlinie) zur Auslegung herangezogen werden.

Kerben, Risse und andere geometrische Unregelmäßigkeiten, die durch den Schweißprozess entstehen, lassen sich an Werkstoffproben messtechnisch gut erfassen und in eine Finite-Elemente-Analyse überführen. Die geometrischen Unregelmäßigkeiten sind in den meisten Fällen verantwortlich für eine verkürzte Ermüdungslebensdauer der geschweißten Bauteile im Vergleich zum ungeschweißten Werkstoff. Aber auch bei nachbearbeiteten Schweißnähten, bei denen die geometrischen Unregelmäßigkeiten zum Beispiel durch Abschleifen entfernt werden, lassen sich verkürzte Lebensdauern feststellen [8, 9]. Neben der Geometrie spielen Werkstoffkenndaten zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens bei zyklischer Beanspruchung eine entscheidende Rolle für die Lebensdauerbewertung von Bauteilen. Eine Schweißverbindung stellt eine inhomogene Werkstoffkombination dar, die sich im Querschliff metallografisch in charakteristische Bereiche, wie zum Beispiel den Grundwerkstoff, das Schweißgut und die Wärmeeinflusszonen, unterteilen lässt. Die separaten Werkstoffeigenschaften des Grundwerkstoffs und des Schweißgutes sind durch jeweilige Ermüdungsversuche in der Regel bekannt. Eine gängige Vorgehensweise zur Ableitung der Werkstoffeigenschaften entlang der Wärmeeinflusszone der Schweißnaht besteht in der gemittelten Abschätzung der Eigenschaften des Grundwerkstoffs und des Schweißguts. Ob ein solches Vorgehen für eine austenitischen Schweißverbindungen gerechtfertigt ist, wurde im Rahmen des Forschungsvorhabens [9] untersucht.

Zusätzlich zum metallografischen Querschliff lässt sich die Schweißnaht-Inhomogenität durch Härtemessungen charakterisieren. Mitunter ist festzustellen, dass die Härteverteilung nicht mit den einzelnen Werkstoffbereichen übereinstimmt und daher dem Schweißgut oder der Wärmeeinflusszone kein charakteristischer Härtewert zugewiesen werden kann. Eine solche Erkenntnis wurde ebenfalls im Forschungsvorhaben [9] an der austenitischen Schweißverbindung gewonnen.



Dieses Verhalten steht im Widerspruch zum Ansatz, die Werkstoffeigenschaften aus getrennten Versuchen am Grundwerkstoff und Schweißgut als gegeben für die klassischen Bereiche einer Schweißnaht anzunehmen. Der Schweißprozess führt zu lokalen Veränderungen, die alle Bereiche innerhalb der Schweißverbindung betreffen können.

Unter diesen Voraussetzungen ist die Frage berechtigt, wie sich die örtlichen Werkstoffeigenschaften an inhomogenen Werkstoffkombinationen, zum Beispiel entlang einer Schweißnaht, ermitteln lassen. Die heutigen örtlichen Konzepte zur Bewertung der Ausfallwahrscheinlichkeit geschweißter Bauteile beruhen aufgrund der Finite-Elemente-Analyse (FEA) größtenteils auf der rechnerischen Bewertung der lokalen Spannungen, haben aber ihren Ursprung in Dehnungskonzepten. Dazu werden z. Bsp. Ermüdungsversuche an Bauteilen oder bauteilnahen Proben mit Dehnungsmessstreifen (DMS) entlang kritischer Stellen ausgestattet und die Dehnung als Vergleichswert für eine Lebensdauerbewertung herangezogen [4]. Der Fokus liegt dabei in der Bewertung des Einflusses der geometrischen Unregelmäßigkeiten auf die Ermüdungslebensdauer der Schweißverbindungen. Der Ansatz der örtlichen Dehnungskonzepte lässt sich nun um die Charakterisierung der metallografischen Unregelmäßigkeiten erweitern. Die Dehnungen entlang einer ebenen Oberfläche lassen sich heute deutlich einfacher mit einem optischen Messsystem bestimmen, was den Vorteil bietet, nicht nur punktuelle (wie bei der DMS-Technik), sondern eine flächige Information über die Dehnungsverteilung zu erhalten, gegebenenfalls auch bei Temperaturbeanspruchung. Durch die Prüfung einer bauteilnahen Probe können zudem alle Unregelmäßigkeiten erfasst werden. Um das lokale Werkstoffverhalten aus der örtlichen Dehnungsverteilung ableiten zu können, müssen Annahmen zur örtlichen Spannungsverteilung getroffen werden.

Das Ziel dieser Arbeit besteht in der lokalen Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens einer austenitischen Schweißverbindung unter Berücksichtigung mechanischer Randbedingungen. Dafür soll ein Konzept zur örtlichen Bestimmung des Last-Verformungs-Verhaltens einer inhomogenen Werkstoffkombination entwickelt werden. Ausgehend von der lokal gemessenen Dehnungsverteilung und dem globalen Kraftverlauf ist es das Ziel, die lokalen Werkstoffeigenschaften, wie die lokalen Steifigkeiten und die lokalen Fließbedingungen, abzuschätzen. Entlang der untersuchten Schweißverbindung soll somit die inhomogene Verteilung der Werkstoffeigenschaften aufzeigen, warum es zu einem vorzeitigen Versagen der Schweißnaht mit und ohne geometrischer Unregelmäßigkeiten kommt. Somit leistet die Arbeit einen Beitrag zum tieferen Verständnis einer lokalen Lebensdauerbewertung.

## 3. Grundlagen und Stand der Forschung

### 3.1. Grundlagen zu Werkstoffeigenschaften

Die Werkstoffmodellierung ist ein Teilgebiet der Werkstoffkunde und beschäftigt sich mit der Nachbildung von Werkstoffeigenschaften. Um Werkstoffeigenschaften zu ermitteln, müssen sie durch entsprechende Werkstoffversuche bestimmt und anschließend beschrieben werden. Eine Möglichkeit Werkstoffeigenschaften zu beschreiben, ist es, mathematische Abhängigkeiten von Zusammenhängen zu formulieren. Dies kann einerseits konstitutiv auf Grundlage der zugrunde liegenden physikalischen Gesetzmäßigkeit geschehen und andererseits phänomenologisch zur quantitativen Abbildung der entsprechenden beobachteten Zusammenhänge. Werkstoffe zeigen eine Vielzahl an physikalischen Eigenschaften, daher ist eine erste Einteilung dieser Eigenschaften sinnvoll [10]:

- thermische Eigenschaften (Wärmeleitung, thermische Ausdehnung, ...),
- elektrische Eigenschaften (elektrischer Widerstand, Leitfähigkeit, ...),
- mechanische Eigenschaften (Dichte, Härte, Festigkeit, Ermüdungsfestigkeit, ...),
- tribologische Eigenschaften (Verschleißwiderstand, ...),
- optisch-akustische Eigenschaften (Reflexion, Transparenz, ...) und
- sonstige Eigenschaften (Magnetismus, ...).

In dieser Arbeit geht es um die Abbildung mechanischer Eigenschaften, genauer gesagt um die lokale / örtliche Ermüdungsfestigkeit geschweißter Bauteile. Die Ermüdungsfestigkeit beschreibt das Verformungs- und Lebensdauerverhalten von Werkstoffen bei einer zyklischen Beanspruchung. Dabei entspricht die zyklische Beanspruchung in den vorliegenden Untersuchungen einer periodisch wiederkehrenden Beanspruchung. Das Werkstoffverhalten ist hierbei zeitunabhängig. Bei zeitunabhängigen Werkstoffverhalten kann es je nach Werkstoff, Temperatur und Beanspruchungsgeschwindigkeit aber auch zur Überlagerung mit zeitabhängigen Werkstoffeigenschaften kommen.

Bei zeitabhängigen Eigenschaften spielt die Wechselwirkung physikalischer Eigenschaften untereinander eine Rolle. So erfolgt ab einer kritischen thermischen Last eine zeitabhängige diffusionsgesteuerte Verformung. Diese Verformung tritt bereits bei sehr geringen äußeren Lasten ein, sodass sogar das Eigengewicht des Bauteils für die Werkstoffverformung ausreichend sein kann. Diese Form der Verformung wird als Kriechen bezeichnet und ist aufgrund der ablaufenden Diffusionsprozesse zeitabhängig. Die Kriechverformung ist unter anderem eine Hochtemperatureigenschaft metallischer Werkstoffe [11, 12, 13]. Die sogenannte Kriechverformung ist Gegenstand vieler Publikationen und nicht Gegenstand der nachfolgenden Untersuchungen.

Zeitunabhängige Verformungen treten bei statischen und zyklischen Lasten und bei niedrigen Temperaturen auf. Die Annahme ist, dass keine zeitabhängigen physikalischen Prozesse in Wechselwirkung stehen. Im Augenmerk steht das Werkstoffverhalten aufgrund äußerer Lasten, wobei das elastisch-plastische Verformungsverhalten der Schweißnähte betrachtet wird. Elastizität beschreibt den Bereich des Werkstoffverhaltens bei dem bei einer Entlastung das Bauteil in seinen ursprünglichen Zustand zurückkehrt. Wo hingegen die Plastizität den Bereich abbildet, bei dem das Bauteil eine bleibende Formänderung erfährt und somit sich plastisch verformt.

Es ist sinnvoll, die mechanischen Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der Versuchsarten einzuordnen, mit denen diese definiert werden können, da je nach Versuchsart unterschiedliche Kennwerte zur Werkstoffbeschreibung erfasst werden. Die Versuchsarten sind weitgehend standardisiert und vielfach durch nationale und internationale Normen in ihrer Auslegung, Ausführung und Auswertung abgesichert. Die nachfolgenden Versuchsarten dienen in erster Linie zur einheitlichen Grundcharakterisierung des Werkstoffverhaltens. Vertreter der zeitunabhängigen statischen Versuche sind

- der Zug- [14, 15] und Druckversuch [16, 17],
- der Biege- und Scherversuch [18] sowie
- der Tiefungs- und Umformversuch [19].

Die statischen Versuche zeichnen sich durch das einmalige Aufbringen einer äußeren Last bis zu einem definierten Kriterium, zum Beispiel einer vorgegebenen Verschiebung, aus. Im Gegensatz zu den statischen Versuchen, zeichnen sich zyklische Versuche zum Beispiel durch eine periodisch wiederkehrende Lastfolge (Zyklen) aus. Dies erfolgt wiederum bis zu einem definierten Kriterium, zum Beispiel einer vorgegebenen Anzahl an Zyklen. Entsprechende Vertreter sind

- der Ermüdungsversuch [20, 21, 22],
- der zyklischer Biegeversuch [23] und
- der Rissfortschrittsversuch [24].

In dieser Arbeit bildet der Ermüdungsversuch die Grundlage für die weiterführenden Untersuchungen. Die Art des Ermüdungsversuches lässt sich weiterhin umfänglich strukturieren [6, 5, 25, 26]. Dabei wird grundsätzlich die Ermüdungsfestigkeit in Schwingfestigkeit und Betriebsfestigkeit unterteilt. Schwingfestigkeit beschreibt das Ermüdungsverhalten bei einer periodisch wiederkehrenden Beanspruchung, zum Beispiel einer sinusförmigen Lastfolge. Die Betriebsfestigkeit beschreibt hingegen das Ermüdungsverhalten bei einer stochastisch, zufällig auftretenden oder zusammengesetzten Lastfolge. Der Ermüdungsversuch hat das übergeordnete Ziel, die Ausfallwahrscheinlichkeit oder das Versagen des Werkstoffs bei vorgegebenen Randbedingungen zu charakterisieren. Weitere Erläuterungen zur Kennwertermittlungen am Ermüdungsversuch finden sich in Abschnitt 3.1.1.

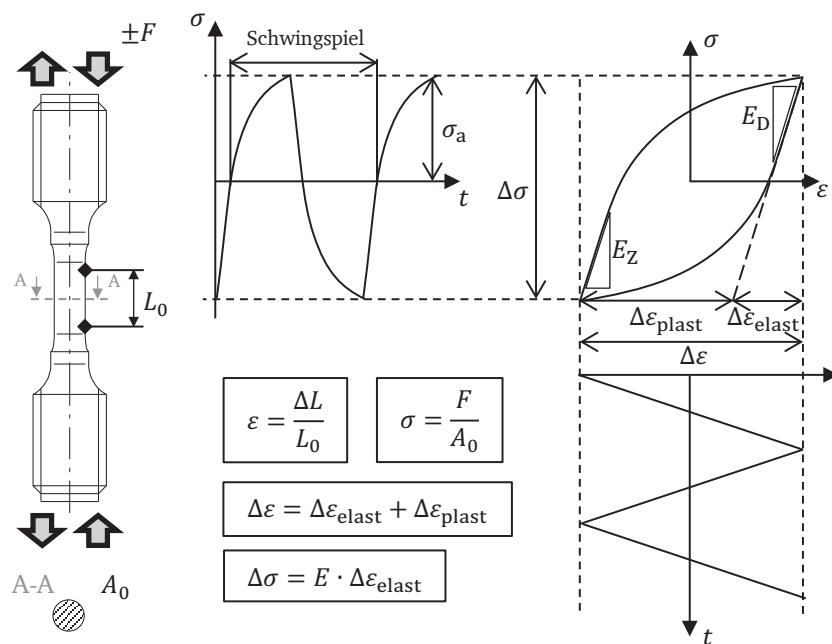
Neben dem Aspekt der Ausfallwahrscheinlichkeit rückt die detaillierte Beschreibung der Rissinitiierung in den Vordergrund der Betrachtungen. Um die Rissinitiierung ganzheitlich beschreiben zu können, ist eine mikroskopische Betrachtungsweise und damit der Prozess der Gleitbandbildung bis hin zum Mikrorisswachstum Bestandteil der aktuellen Forschung. Ein Ermüdungsschaden entsteht durch die Bildung von Gleitbändern mit anschließender Bildung von Intrusionen und Extrusionen bis hin zur makroskopischen Rissbildung [27, 6, 5, 11]. Diese Vorgänge sind lokal unterschiedlich stark ausgeprägt und erfordern eine immer präzisere Versuchs- und Messtechnik. In der Realität finden sich neben der Lastfolge als Einflussparameter noch viele weitere Einflussgrößen, welche die Ermüdungsfestigkeit beeinflussen. So wird zum Beispiel der Einfluss der Mehrachsigkeit oder der Einfluss einer zusätzlichen Temperatur- oder Korrosionsbelastung auf das Ermüdungsverhalten von Werkstoffproben untersucht.

Die Übertragbarkeit der Erkenntnisse von an laborgeführten Werkstoffproben auf ein komplexbeanspruchtes Bauteil ist eine weitere wesentliche Disziplin, mit der sich die Werkstoffmodel-

lierung auseinandersetzt. Zur Abbildung des Verformungsverhaltens eines Werkstoffs wird das Last-Verformungs-Verhalten versuchstechnisch ermittelt. Die Last (Kraft) und die auftretende Verformung sind dabei die wesentlichen Messgrößen, welche die Grundlage für weitere Werkstoffkenngrößen bilden. Anschließend lassen sich Werkstoffmodelle bilden, die das gemessene Verhalten bestmöglich abbilden, um sie auf Bauteile anzuwenden, die nicht ohne Weiteres direkt geprüft werden können. Zur anschaulichen Beschreibung werden nachfolgend Werkstoffmodellen zur Beschreibung des plastischen Last-Verformungs-Verhaltens vorgestellt. Ein Auszug zur linear-elastischen und elastisch-plastischen Werkstoffbeschreibung befindet sich im Anhang A.

### 3.1.1. Einführung Lebensdauer- und Schädigungsbewertung

Grundlage einer Lebensdauer- und/oder Schädigungsbewertung zyklisch beanspruchter Bauteile bildet die zyklische Werkstoffprüfung mit Ermüdungsversuchen. Dabei steht die Wechselwirkung zwischen Beanspruchung und Beanspruchbarkeit des Werkstoffes unter zyklischer Last im Vordergrund. In Analogie zum rein elastischen Beanspruchungsfall (Abbildung A.1.1) ist in Abbildung 3.1.1 das elastisch-plastische Werkstoffverhalten bei zyklischer Dehnwechselbeanspruchung dargestellt, in der die wesentlichen Größen enthalten sind.



**Abbildung 3.1.1** Darstellung des elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs bei zyklischer Dehnwechselbeanspruchung und Definition einzelner Messgrößen; in Anlehnung an [21].

Die Verläufe der im Versuch auftretenden Spannungen und Dehnungen ergeben sich aus den auftretenden Kraft- bzw. Längenänderungen. Im vorliegenden Fall entspricht die zeitliche Änderung der Dehnung einem Dreieckzyklus um den Nullpunkt (ohne Mitteldehnung). Die Beanspruchungshöhe ist hierbei die Dehnungsschwingweite  $\Delta\epsilon$  mit einer Dehnungsamplitude von  $\epsilon_a = \Delta\epsilon/2$ . Der zugehörige Spannungs-Zeit-Verlauf ( $\sigma-t$ ) entspricht einem nichtlinearen Verlauf, da der Werkstoff bis in den plastischen Bereich verformt wird und dort verfestigt (Abschnitt A.2). Die gesamte Spannungs-Dehnungs-Kurve ergibt eine geschlossene Hysteresekurve, wobei ein vollständiger Umlauf einem Schwingenspiel innerhalb der zyklischen Beanspruchung entspricht.

Bei mehrfacher Wiederholung der Beanspruchung mit entsprechend konstanten Randbedingungen (konstante Dehnungsschwingweite, Dehngeschwindigkeit, ...) wird der Werkstoff ab einer kritischen Schwingspielzahl versagen. Die Hysterese lässt sich hinsichtlich der auftretenden Dehnungen in einen elastischen und plastischen Anteil aufteilen, wobei die Summation beider Anteile die vollständig Dehnungsschwingweite beschreibt (3.1)

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_{\text{plast}} + \Delta\varepsilon_{\text{elast}}. \quad (3.1)$$

Zwischen der Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma$  und dem elastischen Dehnungsanteil der Hysterese steckt die linear-elastische Beziehung nach HOOKE, siehe Abschnitt A.1 [6]

$$\Delta\sigma = \Delta\varepsilon_{\text{elast}} \cdot E. \quad (3.2)$$

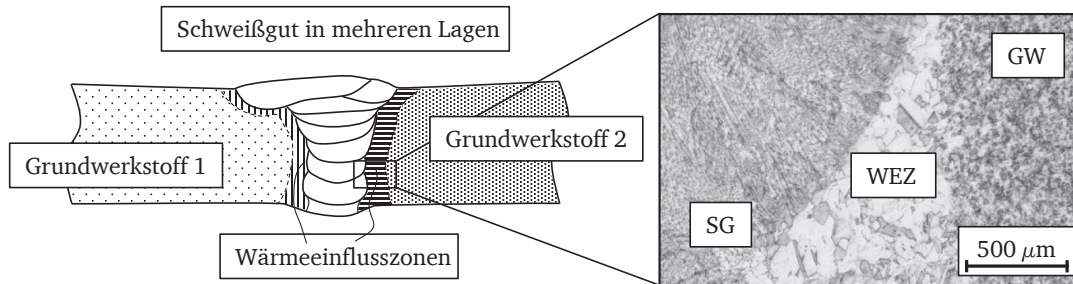
Weiterhin lässt sich die Spannungs-Dehnungs-Hysterese entsprechend der vorherrschenden Beanspruchungsrichtung nach der Last- oder Verformungsumkehr in einen zug- und druckbeanspruchten Hysteresenast unterteilen. Am Anfang eines jeden Hysteresenastes folgt der Werkstoff in der Regel ebenfalls den linear-elastischen Werkstoffbeziehungen, sodass dort ein Elastizitätsmodul für den druck- und zugbeanspruchten Ast ( $E_D$  bzw.  $E_Z$ ) abgeleitet werden kann. Wie und mit welchen Verfahren Hysteresen, Hysteresenäste oder der Elastizitätsmodul, aber auch ganze Ermüdungsversuche sich bewerten lassen, um entsprechende Kennzahlen oder Parameter zur Bewertung bzw. zur Modellierung zu generieren, ist kurz im Anhang A.3 zusammengestellt und in Grundlagenliteratur [5, 6] sowie in Regelwerken [3, 2, 28] festgehalten.

### 3.2. Auslegung und Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen

Das Thema Schweißen ist insgesamt sehr umfangreich, da einerseits eine Vielzahl an Schweißverfahren (WIG, MAG, Laser...) und andererseits unzählige Schweißnahtvarianten (Stumpfstoß-, Kehlnaht, ...) existieren, die sich vor allem in ihrer Geometrie und Ausführung grundlegend unterscheiden. Um die Ausführung einzugrenzen, wird vorweggenommen, dass in dieser Arbeit ausschließlich WIG-geschweißte Stumpfstoß-Verbindungen untersucht werden. Eine genaue Erläuterung zu der Herstellung der untersuchten Schweißverbindungen erfolgt in Abschnitt 5.2. Allgemein werden beim Schweißen ein oder mehrere Werkstoffe thermisch miteinander gefügt. Neben den jeweiligen Grundwerkstoffen, auch Elternwerkstoffe genannt, kommt es vereinzelt zum Einsatz von einem Schweißzusatzwerkstoff, der auf die zu fügenden Grundwerkstoffe angepasst ist. Der Schweißzusatzwerkstoff hat mitunter die Aufgabe, Schrumpfungen entlang der Fügezone aufzufüllen oder durch seine Zusammensetzung das Fügen von zwei unterschiedlichen Werkstoffen erst zu ermöglichen. Beim Schweißen werden die Werkstoffe entlang der Fügezone thermisch aufgeschmolzen. Dort gehen sie anschließend eine Verbindung ein („in Lösung gehen“) und erstarren abschließend gefügt. In Abbildung 3.2.1 ist exemplarisch eine schematische Schweißnaht in Stumpfstoß-Ausführung dargestellt. Die schematische Schweißnaht entspricht den in der Arbeit untersuchten Schweißnähten, wobei keine unterschiedlichen Grundwerkstoffe verwendet werden, weswegen von einer artgleichen Schweißnaht gesprochen werden kann. Neben den Grundwerkstoffen und dem mehrlagig<sup>1</sup> geschweißten Schweißgut (SG) (bis zu zehn Lagen) bildet sich im Übergangsbereich eine charakteristische Wärmeeinflusszone (WEZ) aus. In der

<sup>1</sup>Beim mehrlagigen Schweißen wird der Schweißzusatzwerkstoff nacheinander in Schichten übereinander geschweißt. Dies bedarf einer „besonderen“ Schweißnahtvorbereitung.

Detailansicht zeigt sich eine deutliche mikrostrukturelle Trennung zwischen den einzelnen Bereichen. In dem gezeigten Beispiel zeichnet sich die Wärmeeinflusszone durch eine Vergrößerung des dortigen Kornes und einer Karbidverarmung aus.



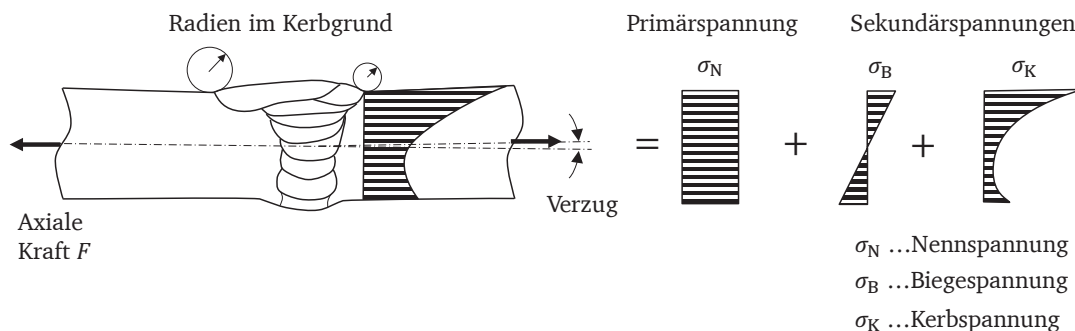
**Abbildung 3.2.1** Schematische Darstellung einer mehrlagigen Stumpfnahht.

Der sehr komplexe Vorgang des Schweißens ist Bestandteil vieler wissenschaftlicher Arbeiten, die versuchen, diese Prozesskette zu verstehen, nachzubilden und zu optimieren [29, 30]. Dabei wird vermehrt auf die Schweißprozesssimulation zurückgegriffen, die neben dem grundlegenden Verständnis die Entwicklung von komplexen Konstruktionen, Verfahren, Anlagen und Werkstoffen unterstützt. Um dies zu ermöglichen, sind Kenntnisse zur Temperatur, Temperaturabhängigkeit sowie Veränderungen in Mikrostruktur und Mechanik notwendig [29]. Die gekoppelte thermo-mechanische Simulation, welche die Temperatur und Mechanik des Prozesses aufgreift, ist bereits ein standardisiertes Werkzeug und weit verbreitet, um Eigenspannungen und Verzug entlang der Schweißnaht zu berechnen. Eigenspannungen sind messtechnisch schwer zu erfassen und zeigen vor allem im hochzyklischen Ermüdungs-Bereich, dem Dauerfestigkeitsbereich (HCF – high cycle fatigue), einen deutlichen Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer der Bauteile. Daher ist es von Vorteil, eine rechnerische Abschätzung der Eigenspannung vorzunehmen. Mitunter wird die Schweißnaht thermisch nachbehandelt, um einen eigenspannungsarmen Zustand zu erzwingen. Dies erfordert aber Zeit und Kosten und ist je nach Bauteil schwer bis gar nicht zu realisieren. Neben den Eigenspannungen entstehen im Bauteil Verzugserscheinungen, die sich auf die Geometrie auswirken und bei der Auslegung mit zu berücksichtigen sind. So entstehen zum Beispiel zusätzliche Biegespannungen aufgrund des Verzugs. Der Verzug und die Eigenspannungen des Bauteils stehen in einem engen Zusammenhang zueinander und lassen gegenseitige Rückschlüsse aufeinander zu. So lassen sich an Hand der sogenannte Contour-Methode die Eigenspannungen aus dem Verzug eines freigeschnittenen Bauteils bestimmen [31, 32].

Weiterhin rückt zudem die Mikrostruktur der Schweißverbindung in den Fokus der Schweißprozesssimulation. Die mikrostrukturelle Simulation ist dabei weniger in der Industrie als in der Forschung verbreitet. Ist die Entstehung (Gefügeausbildung) der einzelnen Fügezonen wie Schweißgut und Wärmeeinflusszone verstanden, so lässt sich einfacher eine Aussage über deren Verformungs- und Lebensdauerverhalten und damit dem Verhalten der gesamten Komponente treffen. Mit Hilfe der Simulation lässt sich weiterhin gezielt der Prozessparameterraum variieren, um verbesserte Eigenschaften der Schweißnaht und optimierte Abläufe innerhalb der Prozesskette zu generieren.

### 3.2.1. Bewertungskonzepte

Schweißverbindungen gelten für die Bewertung der Lebensdauer als kritisch, da sie verschiedene Unregelmäßigkeiten aufweisen. Darunter zählen neben den mikrostrukturellen Änderungen vor allem die geometrischen Unregelmäßigkeiten, wie Kerben und Verzug, die ursächlich durch die Schweißnahtausführung beeinflusst sind und Auswirkungen auf das lokale Spannungs- und Dehnungsverhalten entlang der Schweißnaht haben. Bei einer axialen Beanspruchung überlagern sich Primärspannungen innerhalb des Bauteils, sogenannte Nennspannungen, mit sekundären Spannungen, die zum Beispiel aufgrund einer zusätzlichen Biege- und Kerbbeanspruchung entstehen, siehe dazu Abbildung 3.2.2. Primärspannungen sind dabei Spannungen, die beim normalen Betrieb des Bauteils, zum Beispiel durch das Auftreten äußerer Lasten, entstehen. Die überlagerten Sekundärspannungen sind das Resultat aus den geometrischen Unregelmäßigkeiten und hängen stark von deren Ausprägung ab. Neben Übergangskerben entlang der Schweißnaht sind Poren und Porennester und vor allem Wurzel- und Einbrandkerben typische geometrische Unregelmäßigkeiten. Sie stellen oft den Ausgangspunkt für frühzeitiges Ermüdungsversagen dar. Zur Einordnung der Unregelmäßigkeiten werden Normen [33] herangezogen, die neben zulässigen Grenzwerten auch Bewertungsgruppen für eine anschließende rechnerische Bewertung festsetzen.



**Abbildung 3.2.2** Schematische Darstellung eines resultierenden Beanspruchungskollektivs, aufgrund überlagerter Spannungen entlang einer Schweißnaht, in Anlehnung an [3].

Schweißverbindungen besitzen somit mehrere Eigenschaften, die eine standardisierte Auslegung und Lebensdauerbewertung erschweren. Daher gibt es auch unterschiedliche Ansätze, mit denen die Schweißverbindung auf einfachere Problemstellungen abstrahiert werden können. Allgemein können die Ansätze in integrale und örtliche Konzepte unterschieden werden. Wobei die wesentliche Abgrenzung in der Behandlung der auftretenden überlagerten Sekundärspannungen besteht und ob diese auf der Seite der Beanspruchung oder Beanspruchbarkeit des Bauteils platziert werden. Bei den integralen Konzepten wird zur Bewertung der Lebensdauer, zum Beispiel nur die Nennspannung als integrale Größe herangezogen und alle weiteren Spannungen (Sekundärspannungen) werden durch die zugehörigen Bauteil-Wöhlerlinien<sup>1</sup> abgebildet. Bei den örtlichen Konzepten hingegen werden auch die Sekundärspannungen auf der Seite der Beanspruchung ermittelt, zum Beispiel mit Hilfe der Finite-Elemente-Analyse. Zur Auslegung reicht anschließend die reine Werkstoff-Wöhlerlinie aus. Nachfolgend wird auf einzelne Konzepte zur Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen kurz eingegangen.

<sup>1</sup>Die Wöhlerlinie ist das Ergebnis einer Vielzahl an Ermüdungsversuchen und bildet in erster Linie die Grundlage zur Bewertung der Ermüdungsfestigkeit eines Werkstoffs, aber auch eines Bauteils.

### **Nennspannungskonzept**

Die Einteilung der unterschiedlichen Schweißnähte und deren Unregelmäßigkeiten in unterschiedliche Kerbfallklassen ermöglicht eine einfache Bewertung der Ermüdungslebensdauer auf Grundlage der vorherrschenden Nennspannung oder -dehnung (integrales Konzept). Das sogenannte Nennspannungskonzept ist Bestandteil vieler Regelwerke [3] und zeichnet sich durch seine einfache Anwendung aus. Grundlage für dieses Konzept ist eine Schar an Bauteil-Wöhlerlinien, welche die unterschiedlichen Kerbfallklassen abschlägig berücksichtigen. Damit wird auf der Seite der Beanspruchung die Nennspannung herangezogen, auf der Seite der Beanspruchbarkeit liegen die entsprechenden Bauteil-Wöhlerlinien vor, die den Werkstoff und die Schweißnahtausführung, sowie die Schweißnahtunregelmäßigkeiten berücksichtigen. Bei komplexen Strukturen und Bauteilgeometrien stößt dieses Konzept schnell an seine Grenzen, da eine Kerbfallklasse für diese Geometrie noch nicht definiert sein kann. Weiterhin lässt sich bei einer komplexen Beanspruchung, zum Beispiel durch eine überlagerte thermische Beanspruchung, die Nennspannung nur noch mit hohem Aufwand ermitteln.

### **Strukturspannungskonzept**

Beim Strukturspannungskonzept wird die Spannung, bestehend aus der Superposition der Primär- und Sekundärspannungen, am Versagensort angenähert und einer Strukturspannungs-Wöhlerlinie gegenübergestellt. Das Konzept entstand als Strukturdehnungskonzept, bei dem mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen (DMS) in unmittelbarer Umgebung zum Versagensort, da der Ort selber meistens nicht frei zugänglich ist, die Dehnungsverteilung gemessen und auf die kritische Stelle extrapoliert wurde [4, 34]. Heute erfolgt die Ermittlung der Strukturspannung überwiegend mit Hilfe der Finite-Elementen-Analyse, wobei bei dieser Methode die Bewertung einer numerischen Singularität durch die Extrapolation der umliegenden Spannungen an den Ort der höchsten Beanspruchung (Hot Spot) vermieden wird. Beim Strukturspannungskonzept werden die lokalen Kerbdetails, wie zum Beispiel exakte Übergangsradien, vernachlässigt, was einerseits zu einer einfacheren Handhabung führt, indem beispielsweise eine grobe Vernetzungsstrategie in der FEA-Berechnung angewendet werden kann. Andererseits muss der lokale Kerbeffekt weiterhin in einer Bauteil-Wöhlerlinie mit berücksichtigt werden. Somit gibt es in diesem Konzept weiterhin Kerbfallklassen, die in der Anzahl jedoch deutlich geringer ausfallen als bei dem Nennspannungskonzept, bei der für jede Geometrie eine eigene Kerbfallklasse erstellt wird. Sofern der lokale Kerbeffekt zu vernachlässigen ist, entspricht die Wöhlerlinie der Werkstoff-Wöhlerlinie. Unterschiedliche Regeln zur Extrapolation und unterschiedliche Anwendungsgebiete führen zu verschiedenen Varianten des Konzeptes. Zum Beispiel wird in der IIW-Empfehlung (International Institute of Welding) [3] ein Strukturspannungskonzept für Grobblechverbindungen angegeben. Andere Konzepte sind für Feibleche ausgelegt [35], da sich Feibleche besser durch Schalenmodelle in der FEA annähern lassen. Das Strukturspannungskonzept nach HAIBACH [5] wiederum basiert noch auf der Methode applizierter DMS, bei der gemessene Dehnungen in eine „Hot Spot“ Spannung überführt werden.

### **Örtliches Konzept - Kerbgrundkonzept**

In Anlehnung an das Strukturspannungskonzept erfolgt beim örtlichen Konzept die explizite Abbildung der lokalen Kerbdetails (höchstbeanspruchte Stelle) und somit die Bewertung der



auftretenden örtlichen Beanspruchung. Der örtlichen Beanspruchung wird die wahre Beanspruchbarkeit (Werkstoff-Wöhlerlinie) des Werkstoffs gegenübergestellt. Dabei wird angenommen, dass sich die höchstbeanspruchte Stelle hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit genauso verhält wie eine ungekerbte Probe mit äquivalenter Beanspruchung.

Mit Hilfe der Finite-Elementen-Analyse ist es heute problemlos möglich, komplexe Geometrien detailgetreu nachzurechnen. Dabei ist es auch möglich, Einflüsse wie Eigenspannungen und Werkstoffinhomogenitäten mit zu berücksichtigen. Hinsichtlich der Detailgenauigkeit des Modellaufbaus müssen jedoch Entscheidungen getroffen werden. Grundlage bilden in den meisten Fällen hochauflösende Geometrie-Scans, die nicht einzeln nachgerechnet werden, sondern an denen eine Analyse der Geometriemerkmale durchgeführt werden kann, um anschließend ein vereinfachtes Modell abzuleiten [8]. Daraus lässt sich aufbauend eine „Worst Case“ Betrachtung des Bauteils durchführen. Da Geometriemerkmale, wie Kerben, einen mehrachsigen Spannungszustand hervorrufen, müssen zur Vergleichbarkeit zum ungekerbten Fall Festigkeitshypothesen herangezogen werden (siehe Abschnitt A.2).

Da die Auswirkung der unterschiedlichen Geometriemerkmale auf das Versagen der Bauteile im Vordergrund des örtlichen Konzepts steht, wird in vielen Fällen von einem homogenen Werkstoff ausgegangen. Neben der Festlegung der Detailgenauigkeiten werden in der FEA jedoch vermehrt Werkstoffinhomogenitäten durch unterschiedliches Werkstoffverhalten abgebildet. Werkstoffinhomogenitäten innerhalb einer Schweißnaht verlaufen meist graduell und sind nicht scharf zu trennen. Weiterhin ist häufig nicht ganz eindeutig, welche lokalen Festigkeitseigenschaften auf welche Erkenntnisse gestützt werden. So können zum Beispiel deutlich sichtbare mikrostrukturelle Inhomogenitäten innerhalb einer Schweißnaht, wie die Bereiche Grundwerkstoff, Schweißgut und Wärmeeinflusszone, mit den lokalen Härteverläufen (Festigkeitseigenschaft) in diesen Bereichen nicht unmittelbar in Verbindung gebracht werden. Daher muss auch in diesem Fall eine Modellierungsstrategie festgelegt werden, die das inhomogene Werkstoffverhalten bestmöglich abbildet. Für eine konservative Auslegung des Bauteils im Dauerfestigkeitsbereich ist häufig ein linear-elastisches Werkstoffverhalten ausreichend. Jedoch wird einerseits die Beanspruchungsseite immer komplexer, zum Beispiel durch eine thermo-mechanische Beanspruchung und andererseits das Bauteil immer weiter am Limit konstruiert, um zum Beispiel Gewicht und Kosten zu sparen, sodass ein linear-elastischer Ansatz oft nicht mehr ausreicht.

### **Bruchmechanikkonzepte**

Bruchmechanische Konzepte sind ebenfalls örtliche Konzepte und gehen im Gegensatz zu den vorhergehenden Konzepten bereits von einer rissartigen Geometrie aus. Die rissbehaftete Geometrie führt zu einer hohen Spannungskonzentration, die durch die Spannungsintensität beschrieben werden kann. Der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  ist eine typische bruchmechanische Größe, der durch die äußere Belastung und die Geometrie des Risses oder des Bauteils beschrieben wird. Zur Bewertung der Risseinleitung muss für die vorherrschende Spannungsintensität, zum Beispiel entlang einer scharfen Wurzeleinbrandkerbe, eine Spannungsintensitäts-Wöhlerlinie vorliegen, die wiederum aus den entsprechenden Versuchen abgeleitet werden muss. Anschließend lässt sich dann eine Rissfortschrittsrechnung durchführen, was dieses Konzept attraktiv für viele Anwendungen macht. Jedoch ist die Modellierung rissbehafteter Strukturen sehr komplex und damit zeit- und kostenintensiv.

### 3.3. Austenitische Werkstoffe

#### 3.3.1. Austenite

Stähle mit einem austenitischen Gefüge stellen den Großteil der rost- und säurebeständigen Stähle dar. Um die Korrosionsbeständigkeit zu gewährleisten, weisen diese Stähle als Hauptlegierungselemente Chrom und Nickel auf [27]. Der hohe Chromanteil (zwischen 13 % und 26 %) führt in der Regel zu einem ferritischen Gefüge, so dass geeignete austenitstabilisierende Elemente zulegiert werden müssen. Nickel (zwischen 3,5 % und 32 %) stabilisiert das austenitische Gefüge, sodass die kubisch-flächenzentrierte (kfz) Kristallstruktur auch bei Raumtemperatur beständig ist, siehe Schaeffler-Diagramm<sup>1</sup> in [27]. Weiterhin wirkt sich Nickel positiv auf die Beständigkeit der Stähle vor Säuren und Laugen aus. In Abhängigkeit von Chrom- und Nickelgehalt wird zwischen stabilen (Vollaustenit) und metastabilen Austenit unterschieden. Metastabile Austenite enthalten zusätzlich bis zu 10 %  $\delta$ -Ferrit (kubisch raumzentrierte Mischkristalle – krz) [27]. Dies begünstigt die feinkörnige Erstarrung und verringert die Anfälligkeit von Heißrissen. Um die Ausscheidung von Chromcarbiden (Sensibilisierung) bei höheren Betriebstemperaturen zu vermeiden, werden Stabilisatoren wie Titan und Nickel zulegiert und der Kohlenstoffgehalt im Allgemeinen reduziert.

Stahl mit einer kubisch-flächenzentrierten Kristallgitterstruktur ( $\gamma$ -Mischkristall) wird als Austenit bezeichnet [36]. In Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt und der vorherrschenden Temperatur im Eisen bilden sich unterschiedliche Phasen mit verschiedenen Einlagerungsmischkristallen im Eisen aus, wie zum Beispiel die austenitische Phase. So existieren neben dem kubisch-flächenzentrierten  $\gamma$ -Mischkristall noch weitere Mischkristalle, wie das kubisch-raumzentrierte  $\alpha$ - oder  $\delta$ -Mischkristall. Vertreter dieser Phasen sind  $\alpha$ -Ferrit bzw.  $\delta$ -Ferrit. Neben den Phasen existieren auch Phasengemische. Zu diesen stabilen und metastabilen Phasengemischen zählen Perlit, Ledeburit und Martensit.

Austenit als Hauptgefüge-Bestandteil vieler rost- und säurebeständiger Stähle ist paramagnetisch und nicht über die Martensitstufe härtbar, wie es bei ferritischen Stählen aufgrund ihrer polymorphen Eigenschaften möglich ist. Die maximale Löslichkeit von Kohlenstoff liegt beim Austenit bei 2,06 % bei einer Temperatur von 1147 °C. Die Gefügestruktur ist durch charakteristische Zwillingsskorngrenzen gekennzeichnet.

Durch die breite Einsatzmöglichkeit vieler austenitischer Werkstoffe zum Beispiel in der Medizin- und Lebensmitteltechnik aufgrund des hohen Korrosionsschutzes sind die Bestrebungen hoch, den Werkstoff in seinem Verhalten möglichst gut zu verstehen und zu charakterisieren. Daher sind austenitische Werkstoffe Bestandteil zahlreicher Publikationen (auf die nachfolgend näher eingegangen wird), die unter anderem ihr Verformungsverhalten sowie ihre Ermüdungslebensdauer beschreiben. Austenitische Stähle weisen in der Regel eine niedrige Streckgrenze ( $R_{p0,2} \approx 200$  bis 300 MPa) und eine sehr hohen Zähigkeit ( $A_5 \approx 40$  bis 50 %) auf [27]. Besonderheit beim Verformungsverhalten austenitischer Stähle, insbesondere der metastabilen Stähle mit geringem Nickeläquivalent (siehe Schaeffler-Diagramm [27]), vorzugsweise bei Temperaturen zwischen  $-100$  °C und  $30$  °C, ist die verformungsinduzierte Phasenumwandlung vom Austenit hin

<sup>1</sup>Das Schaeffler-Diagramm stellt die unterschiedlichen Gefügeanteile (Austenit, Ferrit, Martensit,...) in Abhängigkeit vom Chrom (Ferritbildner)- und Nickeläquivalent (Austenitbildner) dar.

zum Martensit. Dabei kommt es anschaulich gesehen zu einem Umklappen der Kristallgitterstruktur von einer kubisch-flächenzentrierten hin zu einer kubisch-raumzentrierten Struktur, die sogenannte Bain-Verzerrung. Martensit weist im Gegensatz zum Austenit eine deutlich höhere Härte und Festigkeit bei deutlicher Herabsenkung der Zähigkeit auf. Nichtsdestotrotz wird die Gefügeumwandlung zum Beispiel bei der Kaltverformung gezielt herbeigeführt. Beispiel hierfür sind TRIP-Stähle (TRIP steht für TRAnsformation Induced Plasticity)[36, 37, 38]. An TRIP-Stählen lässt sich zeigen, dass die verformungsinduzierte Martensitbildung bei einer Ermüdungsbeanspruchung bereits unter geringeren Spannungen stattfinden kann als bei einem statischen Zugversuch [38]. OBERSTE-BRANDENBURG [37] entwickelte ein konstitutives Materialmodell für TRIP-Stähle auf Grundlage konsistenter, thermodynamischer Zusammenhänge, das die verformungsinduzierte Martensitbildung beschreibt.

Martensit ist im Gegensatz zum austenitischen Gefüge ferromagnetisch. Die Änderung der magnetischen Eigenschaften während einer Werkstoffsprüfung kann mittels Ferritescope über die gesamte Probe / Bauteil gemessen und mit dem Gehalt des martensitischen Gefüges korreliert werden [37, 39, 40, 41]. So lässt sich die prozentuale Entwicklung des martensitischen Gefüges mit weiteren Veränderungen, wie zum Beispiel der zyklischen Verfestigung, in Verbindung bringen. Die Erfassung des Martensitgehalts mittels Ferritescope spiegelt aktuell nur die gesamte Probe/ Bauteil wider und gibt keinen direkten Aufschluss über die örtlichen Martensitbildung zum Beispiel aufgrund einer örtlichen Beanspruchung [42].

Austenitische Werkstoffe zeigen in Abhängigkeit ihrer Legierung / chemischen Zusammensetzung unterschiedliche Anfälligkeiten für die verformungsinduzierten Martensitbildung (metastabil). SMAGA ET AL. [40] zeigen am 1.4301, 1.4541 und 1.4878, dass die Lebensdauer bei Ermüdungsversuchen mit abnehmender Neigung zur Martensitbildung der unterschiedlichen Legierungen hin zum stabilem Austenit, bei gleichen Versuchsrandbedingungen positiv beeinflusst wird, da weniger Martensit gebildet wird und der Werkstoff damit weniger zur Verfestigung neigt. Damit ist die chemische Zusammensetzung entscheidend für die Anfälligkeit zur verformungsinduzierten Martensitbildung. Weiterhin zeigt sich, dass die verformungsinduzierte Martensitbildung nicht ausschließlich von der akkumulierten plastischen Dehnung abhängt, da bei Ermüdungsversuchen mit unterschiedlichen Randbedingungen auch unterschiedliche akkumulierte plastische Dehnungen zur Bildung des Martensits führen. HAHNENBERGER [43] zeigt an den gleichen Austeniten (1.4301, 1.4541 und 1.4878) unter anderem, dass die Martensitbildung ebenfalls den Versagensort während einer Werkstoffprüfung beeinflussen kann. Die Zunahme des martensitischen Gefüges im Prüfbereich führt zur Verdrängung des Versagensortes aus dem Prüfbereich, da sich aufgrund der veränderten Festigkeitsverteilung neue Spannungskonzentrationen ergeben. Austenite neigen allgemein zu Verfestigungsprozessen, die nicht zwingend auf Martensit zurückzuführen sind, siehe BIEHLER ET AL. [44], die den Einfluss unterschiedlicher Prozesse auf die Oberflächenhärtung der Austenite 1.4301 und 1.4401 untersucht haben. Insgesamt fällt jedoch die verformungsinduzierte Martensitbildung umso stärker je höher die Beanspruchungen ist [40]. Zusätzliche zyklische Mittelspannungen bei einer zyklischen Beanspruchung beeinflussen den Anteil der plastischen Dehnungen und spiegeln sich somit auch in der Martensitbildung wider. Positive Zugmittelspannungen erhöhen die verformungsinduzierte Martensitbildung und resultieren in einer verringerten Lebensdauer der Probe im Vergleich zum äquivalenten Versuch ohne Mittelspannung [45] (gezeigt am 1.4541, 14878 und 1.4301). Umgekehrt lässt sich eine ge-

ringere Martensitbildung bei einer negativen Druckmittelspannung feststellen. Bei dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen verschwindet die anfänglich eingestellte Mittelspannung bereits nach wenigen Beanspruchungszyklen durch die sogenannte Mittelspannungsrelaxation, siehe Abschnitt A.4. Beim dehnungskontrollierten Versuch lässt sich somit kein unmittelbarer Einfluss der Mitteldehnung auf die Martensitbildung im Vergleich zum Versuch mit Mittelspannung beim Austenit 1.4550 feststellen [46].

Aber nicht nur die speziellen austenitischen TRIP-Stähle neigen zur verformungsinduzierten Martensitbildung, sondern auch andere metastabile austenitische Legierungen. So werden am Austenit X6CrNiNb18-10 (1.4550) – dem Werkstoff der in dieser Arbeit untersucht wird – Methoden vorgestellt, bei denen durch Randschichtverfestigungsverfahren ebenfalls der Effekt der Martensitbildung genutzt wird, um ein verbessertes Ermüdungsverhalten zu erzielen [47]. Neben der Bildung des verformungsinduzierten Martensits, zum Beispiel durch einen Festwalzprozess, spielen ebenfalls die Druckeigenspannungen an der Oberfläche eine wesentliche Rolle für das Ermüdungsverhalten von X6CrNiNb18-10 im hochzyklischen Bereich (HCF). NIKITIN [47] zeigt, dass die Stabilität der Druckeigenspannungen stark von der zyklischen Beanspruchung abhängt und dass die Druckeigenspannungen mit einer Zunahme der plastischen Verformungen schneller abgebaut werden. Belastungen im elastisch-plastischen Bereich führen zur Mittelspannungsrelaxation und somit zum Abbau bestehender Eigenspannungen, siehe Abschnitt A.4. Weiterhin stellt NIKITIN LCF-Ergebnisse vor, die eine Abhängigkeit der Ermüdungslebensdauer von der eingestellten Prüffrequenz zeigen. So führt eine höhere Prüffrequenz zu geringeren plastischen Dehnungen, was sich wiederum positiv auf das Ermüdungsverhalten auswirkt. Die Erhöhung der Prüffrequenz von  $f = 0,05 \text{ Hz}$  auf  $f = 10 \text{ Hz}$  führt bei gleichem Oberflächenbehandlungszustand zu einer Abnahme der plastischen Dehnung um ca. 25 %, was zu einer Verdopplung der Bruchlastspielzahl führt. SCHOSS [39] zeigt am gleichen Werkstoff den direkten Zusammenhang zwischen plastischer Dehnungsschwingweite und resultierender Spannungsamplitude. Mit zunehmender Spannungsamplitude beim dehnungskontrollierten Ermüdungsversuch sinkt die plastische Dehnungsschwingweite. Bei einem spannungskontrollierten Ermüdungsversuch kann weiterhin ein linearer Zusammenhang zwischen der gesamten Dehnungsschwingweite und der plastischen Dehnungsschwingweite über die gesamte Versuchslaufzeit festgestellt werden.

Wie sich das zyklische Werkstoffverhalten der Austenite 1.4301, 1.4404 und 1.4571 in Abhängigkeit von einer einmaligen Vorbelastung – Vorreckung – verhält, wird von MEDHURST [48] untersucht. Dabei werden Bleche im Anlieferungszustand bei unterschiedlichen Umformgraden bis 25 % charakterisiert und es zeigt sich ein signifikanter Einfluss des Umformgrades auf das anschließende Verformungsverhalten (Spannungsantwort steigt mit zunehmender Vorbelastung) der ermüdungsbeanspruchten Proben. Die Lebensdauer der ermüdungsbeanspruchten Proben verbesserte sich in der Regel durch die Vorreckung, was sich jedoch nur im hochzyklischen Bereich der Dehnungswöhlerlinien bemerkbar macht. Die Umformung als Vorbelastung ist somit nicht vernachlässigbar und muss zur Beschreibung des korrekten Verformungsverhaltens innerhalb der Werkstoffgruppe der Austenite berücksichtigt werden. MEDHURST stellt diesbezüglich Ansätze zur Abschätzung vor.

### 3.3.2. Austenitische Schweißverbindungen

Austenite lassen sich in der Regel gut schweißen. Dabei ist jedes gängige Schmelz- und Pressschweißverfahren denkbar. Schweißnähte mit einem Schweißzusatzwerkstoff, bei dem der Schweißzusatzwerkstoff eine höhere Festigkeit aufweist als der Grundwerkstoff werden als Overmatch bezeichnet [49]. Durch ein Overmatch sollen Defizite wie Inhomogenitäten innerhalb der Schweißnaht ausgeglichen werden. Durch verbesserte Schweißverfahren wird vermehrt mit artgleichen oder artähnlichen Schweißzusatzwerkstoffen geschweißt [30]. Ein gängiges Schweißverfahren beim Niob-stabilisierten Werkstoff X6CrNiNb18-10 (1.4550) ist das WIG-Schweißen mit dem artähnlichen Werkstoff X5CrNiNb19-10 (1.4551) als Schweißzusatzwerkstoff und Argon als Schutzgas. Niob im Grundwerkstoff erhöht die Beständigkeit gegen interkristalline Korrosion auch im geschweißten Zustand [50, 51]. Der Schweißzusatzwerkstoff beinhaltet zusätzlich magnetischen Deltaferrit, um beim Schweißen die Neigung zur Heißrisskorrosion zu unterbinden. Hierbei ist ein Ferritgehalt von bis zu 10 % möglich, um die Korrosionsbeständigkeit nicht zu beeinträchtigen. Dabei sollte der Vermischungsgrad zwischen Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff nicht über 40 % ausfallen, um den Ferritgehalt nicht zu stark zu vermindern. Zu geringe Abkühlgeschwindigkeiten begünstigen die Heißrisskorrosion und sollten vermieden werden, vor allem da austenitische Stähle ungefähr 30 % der Wärmeleitfähigkeit unlegierter Stähle besitzen. Da auch der Schmelzpunkt unter dem der unlegierten Stähle liegt, ist eine geringe Wärmezufuhr beim Schweißen ausreichend und ein Vorwärmen der zu schweißenden Bauteile in der Regel nicht notwendig. Hohe Schweißgeschwindigkeiten und dünne Lagen sind zu bevorzugen, um hohe Abkühlgeschwindigkeiten zu gewährleisten und eine Versprödung des Werkstoffes durch Wärmestaus zu verhindern, wobei Zwischenlagentemperaturen von über 150 °C zu vermeiden sind. Da die Wärmeausdehnung von Austeniten ( $\alpha = 16 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  für den Werkstoff 1.4301) im Vergleich zu unlegierten Stählen ( $\alpha = 12 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) sehr hoch ausfällt [52], ist mit deutlichem Verzug und hohen Eigenspannungen zu rechnen, sodass entsprechende Maßnahmen dagegen getroffen werden müssen. Eine anschließende Wärmebehandlung ist normalerweise unüblich.

SCHOLTES ET AL. [53] untersuchen eine mehrlagige Schweißverbindung an einem austenitischen, dickwandigen Rohr des gleichen Werkstoffs X6CrNiNb18-10. Zu den hier in der Arbeit untersuchten Schweißverbindungen an austenitischen Rohren bestehen nur geringe Unterschiede. Ein Unterschied liegt in der Rohrwanddicke, die bei SCHOLTES ET AL. mit 27 mm fast dreimal so dick bei annähernd gleichem Rohrradius von 300 mm ist. Aufgrund der höheren Rohrwanddicke hat ihre gefertigte Schweißverbindung mit 16 Einzelraupen annähernd doppelt so viele Raupen, wie die untersuchte Schweißnaht in dieser Arbeit. In der Veröffentlichung gibt es keine spezifische Angabe zum artgleichen Schweißzusatzwerkstoff, wie zum Beispiel die chemische Zusammensetzung oder Festigkeitsangaben. SCHOLTES ET AL. führen umfangreiche Charakterisierungen an der Schweißnaht durch. Darunter sind metallografische Untersuchungen, Härtemessungen, mechanisch-technologische Untersuchungen, Eigenspannungsmessungen sowie Analysen mit der Elektronen-Rückstreu-Technik (EBSD – Electron Back Scatter Diffraction). Nachfolgend werden einige der Ergebnisse kurz skizziert. Die Axial-Eigenspannungen entlang der Schweißnahtwurzel entsprechen einem typischen M-Verlauf mit hohen Zugeigenspannungen im Bereich der Schweißnahtmitte, die mit zunehmender Entfernung zur Schweißnahtmitte in Druckeigenspannungen übergehen. Die Verläufe sind nicht symmetrisch und eine Glühbehandlung von 400 °C für 24 h zeigt kaum einen Einfluss auf die Eigenspannungen. Die Asymmetrie in den Verläufen

wird durch die letzte leicht versetzte Decklagenraupe erklärt. Im Querschliff sind Härteprofile HV 10 entlang der Decklage, der Wurzellage und der Schweißnahtmitte gemessen worden. Alle Profile zeigen eine deutliche Aufhärtung des Schweißguts, wobei das Profil der Decklage und der Schweißnahtmitte annähernd gleiche Verläufe zeigen. Hier sind die Härten mit Härtespitzen um 240 HV 10 fast doppelt so hoch wie im unbeeinflussten Grundwerkstoff. Entlang der Wurzellage zeigen sich die geringsten Härten, wobei weiterhin eine klare Trennung zwischen den einzelnen Werkstoffbereichen (Grundwerkstoff, Schweißgut, Wärmeeinflusszone) erkennbar ist. Die Abnahme der Härtewerte im Bereich der Wurzellage wird einerseits anhand der schweißtechnischen Ausführung und andererseits aufgrund der lokal mehrfach wirkenden Anlassprozesse<sup>1</sup> durch das mehrlagige Schweißen begründet. An 12 Flach-Zugproben aus dem Grundwerkstoff, die bis zu einer bestimmten plastischen Dehnung vorbeansprucht werden, können SCHOLTES ET AL. einen annähernd linearen Zusammenhang zwischen plastischer Dehnung und resultierender Härte feststellen. Der Zusammenhang zwischen plastischer Vorverformung und Härte wird als Erklärung für die Aufhärtung der Nebennahtbereiche von der Wärmeeinflusszone bis hin zum Grundwerkstoff herangezogen. Dabei wird jedoch keine Martensitbildung bei plastischen Dehnung bis zu 9,9 % festgestellt. An einer sogenannten Sonder-Zugprobe mit applizierten Dehnungsmessstreifen können Spannungs-Dehnungs-Kurven für die unterschiedlichen Bereiche der Schweißnaht generiert werden. Diese zeigen, dass das Schweißgut eine höhere Festigkeit mit einer höheren Fließgrenze aufweist und dass das Werkstoffverhalten zum Grundwerkstoff hin deutlich duktiler wird. Die Abnahme der Dehngrenze geht jedoch nicht mit der Abnahme der Härtewerte einher, die ca. zweimal so groß ist wie die Abnahme der Härtewerte. Erklärt wird dies mit den vorliegenden Verfestigungsprozessen.

Von LANG [8, 54] werden ebenfalls austenitische Schweißverbindungen vorgestellt. Dabei handelt es sich um Schweißverbindungen mit den gleichen Abmessungen und hergestellt mit dem gleichen Verfahren und Schweißzusatzwerkstoff wie in dieser Arbeit. Im Gegensatz zu SCHOLTES ET AL. stellen LANG ET AL. fest, dass die Härtemessung nicht mit den entsprechenden Schweißnahtbereichen – Grundwerkstoff, Wärmeeinflusszone und Schweißgut – übereinstimmt. Die höchsten Härten werden dabei im Bereich der Wurzellage gemessen, von dem ausgehend die Härte halbkreisförmig und graduell nach außen hin abnimmt.

Die Entwicklung der Härte aufgrund des Schweißprozesses zeigt bei gleichem Grundwerkstoff (lösungsgeglühter Zustand) und bei der Verwendung des gleichen Schweißverfahrens (WIG) deutlich unterschiedliche Charakteristiken. Dies zeigt, wie komplex der Schweißprozess und die individuellen Randbedingungen wie beispielsweise die Zusammensetzung des Schweißzusatzwerkstoffes und die allgemeine Geometrie der Schweißnaht sind.

### 3.4. Lokale Dehnungsmessung durch digital Bildkorrelation

Nachfolgend wird kurz die Messmethode der digitalen Bildkorrelation (DIC, Digital Image Correlation) skizziert, mit der in dieser Arbeit die lokale Bewertung der Schweißnähte stattfindet. Anschließend werden wissenschaftliche Arbeiten vorgestellt, in denen die DIC genutzt wird, um lokales Werkstoff- und Schädigungsverhalten zu charakterisieren.

<sup>1</sup>Anlassen ist eine Wärmebehandlung zur gezielten Beeinflussung von Werkstoffeigenschaften.

### 3.4.1. Messprinzip

Die nachfolgende kurze Zusammenstellung ist der Technischen Dokumentation des verwendeten Messsystems [55] entnommen. Bei dem optischen Messsystem handelt es sich um das ARAMIS-System der Firma GOM GmbH, das auf Grundlage der digitalen Bildkorrelation eine lokale 3D-Verformungsanalyse durchführen kann. Dazu muss das zu messende Objekt ein weitgehend zufälliges Muster mit hohem Kontrast auf der Oberfläche aufweisen, um lokale Grauwertverteilungen möglichst eindeutig korrelieren zu können. Gemusterte Messbereiche werden von der Software in viereckige Facetten zerlegt, wobei bei auf unterschiedlichen Bildern identische Facetten anhand ihrer Grauwerte identifiziert werden (Facettenmatching). Bei Verformung liegt für die Bildkorrelation die Annahme zu Grunde, dass zwischen dem verformten Zustand  $g(x, y)$  und dem Referenzzustand  $f(x, y)$  ein kausaler Zusammenhang besteht und sich der Referenzzustand durch eine Transformation in den verformten Zustand überführen lässt

$$f(x, y) = r_0 + r_1 g(x_t, y_t), \quad (3.3)$$

wobei  $r_0$  und  $r_1$  Korrekturparameter darstellen. Korrekturen müssen zum Beispiel aufgrund perspektivischer Verzerrungen oder veränderter Belichtungssituation berücksichtigt werden. Eine Prinzip-Darstellung verformter Facetten ist in Abbildung 3.4.1 (a) dargestellt, wobei die Facetten durch ihre Mittelpunktkoordinate  $P(x, y)$  repräsentiert werden. Durch eine pseudoaffine Transformation lässt sich die Änderung und die Lage der transformierten Koordinaten  $x_t$  und  $y_t$  beschreiben durch

$$x_t = a_0 + a_1 x + a_2 y + a_3 xy, \quad (3.4)$$

$$y_t = a_4 + a_5 x + a_6 y + a_7 xy, \quad (3.5)$$

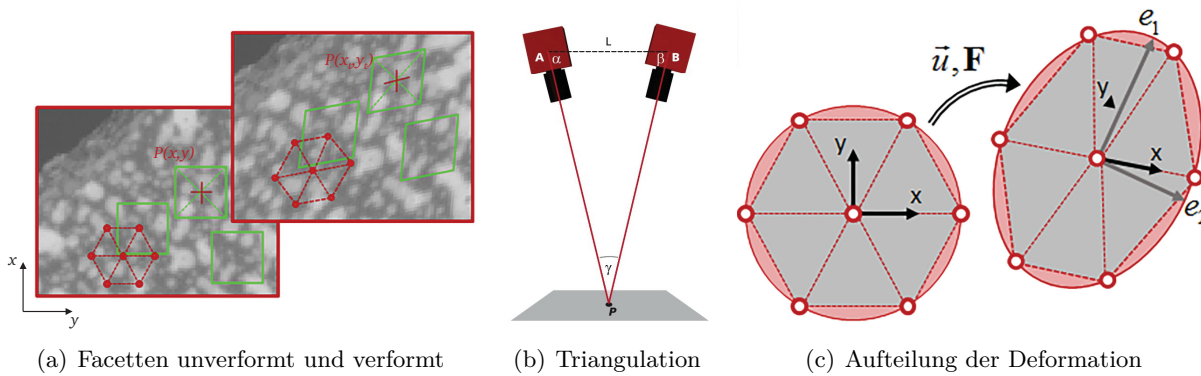
wobei  $a_0$  bis  $a_7$  die entsprechenden Vielfachen des Polynomansatzes darstellen. Durch die Gleichungen (3.3), (3.4) und (3.5) ergibt sich ein überbestimmtes Gleichungssystem. Durch die Minimierung der Grauwertdifferenzen lässt sich iterativ eine Lösung des Gleichungssystems

$$\min \sum_{i=1}^n |f(x_i, y_i) - (r_0 + r_1 g(x_t, y_t))|^2 \quad (3.6)$$

bestimmen. Hierbei entspricht die Laufvariable  $i$  den jeweiligen Facetten. Damit lassen sich Verformungen an einzelnen Facetten durch einen Abgleich der Grauwerte innerhalb dieser berechnen. Um die Information auf einen dreidimensionalen Bildpunkt zu erweitern, kann unter anderem das Prinzip der Triangulation angewendet werden. Die Triangulation basiert auf zwei Kameras und einem Bildpunkt der von beiden Kameras erfasst wird, Abbildung 3.4.1 (b). Für eine Triangulation müssen die folgenden Informationen vorliegen: die Lage der Kameras im Raum – zum Beispiel durch einen festen Kameraabstand und -winkel –, weiterhin müssen die Koordinaten des beobachteten Bildpunktes in der Ebene hinreichend genau bekannt sein – dies betrifft den Fokus der Kameras sowie die Wahl des Objektivs und der Blende – und zuletzt müssen die Parameter der Verzeichnungen erfasst sein – zum Beispiel geometrische Abbildungsfehler durch die Linsen. Durch eine Kalibrierung ist die Software in der Lage, die benötigten Parameter für eine korrekte Messdatenerfassung zu bestimmen.

Um aus den optischen Veränderungen die Dehnungen zu berechnen, werden die Änderungen

der Facetten im Raum über der Zeit durch den in der Kontinuumsmechanik üblichen Deformationsgradienten ausgedrückt. Der Deformationsgradient beinhaltet neben der Verformung der Facette auch die Veränderung der Facette im Raum (translatorisch und rotatorisch). Daher wird die Deformation in die Anteile Starrkörperbewegung, Rotation und Streckung zerlegt, wobei die Facettendehnungen im Streckungstensor enthalten sind, Abbildung 3.4.1 (c). Die Berechnung erfolgt lokal für jeden Bildpunkt, sodass jede Facette ihr eigenes lokales Koordinatensystem besitzt. Die Umsetzung der mathematischen Grundlagen in der digitalen Bildkorrelation sind neben der technischen Dokumentation noch ausführlicher in [56], [57], [58] beschrieben.



**Abbildung 3.4.1** Prinzip der Facettenverformung (a), Prinzip der Triangulation (b) und Zerlegung der Deformation in Rotation und Streckung (c); [55].

### 3.4.2. Anwendungsgebiete in der Werkstoffprüfung

Die digitale Bildkorrelation (DIC) ist heutzutage bereits als Standardverfahren zur Charakterisierung von Werkstoffkennwerten einzustufen. Sie bietet für viele Anwendungen Vorteile, vor allem weil sie berührungslos funktioniert und aufgrund der flächigen Auflösung für heterogenes Werkstoffverhalten mit lokalen Effekten gut geeignet ist. Entsprechend den selbst gestellten Anforderungen fordert die DIC präzise gewählte Einstellungen, um akkurate Messergebnisse zu generieren. Daher ist es auch nicht verwunderlich, dass sich eine Vielzahl an Veröffentlichungen mit dem Vergleich zwischen der DIC und konventionellen Messmethoden beschäftigt. Nachfolgend werden einige der zahlreichen Veröffentlichungen vorgestellt, in denen die DIC genutzt wird, um Werkstoffkennwerte zu vergleichen, zu generieren oder zu validieren.

SIDDIQUI ET AL. [59] setzt die DIC ein, um die Querkontraktion von homogenen Metallen und inhomogenen Verbundwerkstoffen zu untersuchen und mit anderen Verfahren und Werten aus der Literatur zu vergleichen. Dabei stellt sich die DIC als kostengünstige Variante zur genauen Messung der Querkontraktion im elastischen Dehnungsbereich mit hohem Potential für weitere Anwendungen dar. Das Bestimmen der Querkontraktionszahl ist ebenfalls Thema in [60], wobei hier inhomogene Gewebestrukturen untersucht werden. Auch hier zeigt sich die DIC als vergleichbar einfaches Mittel für gute und robuste Ergebnisse.

HOPMANN ET AL. [61] beschreiben das dehnratenabhängige Werkstoffverhalten von Polymeren anhand der DIC. Dazu werden Hochgeschwindigkeits-Zugversuche an einer Probe mit rechteckigem Querschnitt durchgeführt und mit einem 3D-Kameraaufbau mit einer hohen Aufnahme- und Auswertungsrate



begleitet. Der Autor hebt hervor, dass der Vorteil der digitalen Bildkorrelation in der lokalen Auflösung des Werkstoffverhaltens liegt und mit einem einzelnen Versuch deutlich mehr Informationen generiert werden, als nur bei einem einzelnen standardisierten Zugversuch mit nur einer Spannungs-Dehnungs-Kurve. Um wahre Spannungs-Dehnungs-Kurven zu erhalten, werden innerhalb der gesamten Versuchsdurchführung alle Querschnitte entlang der Probenprüfzone berechnet. Dabei wird die Dickenabnahme der Probe anhand der Verschiebung in die Bildebene hinein ermittelt, was nur möglich ist, da es sich um eine 3 dimensionale optische Messung handelt. Mit dem konstanten Kraftsignal und dem jeweilig abgeschätzten Querschnitt über der Probenhöhe erhält er abhängig von der gewählten Auflösung und dem gewählten Auswertebereich separate Spannungs-Kurven. Die gemessenen Dehnungen in Längsrichtung werden entlang des Querschnitts gemittelt und ergeben zusammen mit der jeweiligen Spannungs-Kurve das quasi-lokale Werkstoffverhalten. Dabei zeigen sich deutliche Unterschiede im Spannungs-Dehnungs-Verhalten in Abhängigkeit von der Dehnrates in Längsrichtung, die aufgrund lokaler Dehnungskonzentrationen unterschiedlich hoch ausfällt und auch zu unterschiedlichen Spannungs-Kurven führen. Der Zusammenhang zwischen Spannung, Dehnung und Dehnrates lässt sich mit Hilfe der optischen Messmethodik an nur einer Probe ermitteln. Die optische Messmethode liefert somit mehr Informationen für die Werkstoffbeschreibung einer nachgeschalteten Finite-Elementen-Analyse, als nur ein konventioneller Ermüdungsversuch.

GRYTTON ET AL. [62] und ALMEIDA [63] ermitteln ebenfalls den wahren Querschnitt im Versuch, um die tatsächlich auftretende wahre Spannung auch bei hohen Dehnungen abzuschätzen. Zur Querschnittsbestimmung werden in [62] zwei Ansätze vorgestellt und miteinander verglichen. Einerseits werden mit Hilfe der DIC die Querdehnungen auf beiden Probenseiten der rechteckigen Prüfzone ermittelt. Anhand derer sich die lokale Querschnittsänderung bestimmen lässt. Andererseits wird der wahre Querschnitt anhand der Kantenverschiebungen in beide Raumrichtungen der Ebene durch ein separates Skript optisch ausgewertet. Die Auswertung der Kantenverschiebungen ist deutlich sensibler, vor allem da Bewegungen der Probe in den Raum hinein nicht vollständig berücksichtigt werden. Die Ergebnisse beider Auswertungsmethoden führen jedoch zu einem ähnlichen Resultat. Bei hohen Dehnungen ( $> 5\%$ ) kann bei dem verwendeten Polymer keine Volumenkonstanz mehr angenommen werden und nach Gleichung (A.3) die wahre Spannung abgeschätzt werden. In [63] wird die Volumenänderung, die starke Gradienten innerhalb des Prüfbereichs aufweist über der gesamten Querschnittsfläche abgeschätzt, um so die Anisotropie der Werkstoffeigenschaften darzustellen und vergleichbar zu machen.

Trotz lokal messbarer Dehnungen besteht die allgemeine Problematik der lokalen Werkstoffanalytik in der Ermittlung der lokal auftretenden Spannungen aufgrund einer global angreifenden Kraft. Bei den erwähnten Beispielen handelt es sich um annähernd homogene Werkstoffproben mit einheitlichen Ausgangsquerschnitten bei denen die „lokalen“ Spannungen anschließend querschnittsweise über den Prüfbereich angenähert werden konnten. Dies ist bei Inhomogenitäten, wie zum Beispiel bei inhomogenem Werkstoffverhalten oder zusätzlichen Beanspruchungen durch Querschnittsänderungen nicht mehr ohne Weiteres möglich. Weiterhin ist zu hinterfragen, wie die Spannungen über den Querschnitt verteilt verlaufen, da sich über den gesamten Querschnitt nur im Mittel die gleiche Spannung ergibt, um das Kräftegleichgewicht zu wahren. Ein Analyse, ob die Spannungen im Querschnitt tatsächlich annähernd gleich sind, erfolgt bei den oben beschriebene Veröffentlichungen nicht.

TARIQ ET AL. [64] betrachten neben der Querkontraktion noch den Elastizitätsmodul mit Hilfe der DIC an einem homogenen Metall und einem inhomogenen Verbundwerkstoff. Es wird herausgehoben, dass die berührungslose Messmethode den Vorteil besitzt, keinen Einfluss auf die Versuchsanordnung auszuüben, im Gegensatz zu einem Seitenextensometer, welches mit einem gewissen Anpressdruck seitlich an der Probe sitzt und somit gegebenenfalls die Messung verfälschen kann. Die DIC ist in der Regel nicht so hochauflösend wie die Messung mit dem mechanischen Seitenextensometer und weist in der Regel größere Abweichung auf als das Seitenextensometer, zeigt neben der berührungslosen Anordnung aber noch weitere Vorteile. So hat die DIC ihre Stärken besonders bei einer heterogenen Dehnungsverteilung wie zum Beispiel bei einem Verbundwerkstoff, da Gradienten, zum Beispiel der Verschiebungen, Dehnungen und Dehnraten sichtbar und somit auch Dehnungskonzentrationen ausfindig gemacht werden können, die durch eine einzelne Dehnungsmessung mit einem Seitenextensometer nicht identifiziert werden können. Anwendungen an einer gebohrten und rissbehafteten Probe mit großen Dehnungsgradienten in [65] zeigen den sehr guten Kompromiss zwischen der optischen Messmethode und der Messgenauigkeit und dass die Einflussparameter der Dehnungsgradienten vielseitig ausfallen können. CHEN ET AL. [66] untersuchen die plastische Zone entlang der Rissspitze in Abhängigkeit von der Beanspruchung und bewerten das Rissöffnen und -schließen anhand eines virtuellen Extensometers. Die Abschätzung liefert deutlich bessere Ergebnisse als das genutzte mechanische Extensometer, da mit der optischen Methode deutlich kleinere Messlängen realisiert werden können. Der Spannungsintensitätsfaktor, ein wesentlicher Faktor in der linearen elastischen Bruchmechanik, wird von HAMAM ET AL. [67] erfolgreich mit Hilfe der DIC bestimmt. Das Ermüdungsverhalten einer rissbehafteten Probe wird von VANLANDUIT ET AL. [68] untersucht und vielversprechend das dynamische Risswachstum bewertet.

Neben bauteilbedingten Dehnungsgradienten durch Kerben und Risse, sind unterschiedlichen Kornorientierungen im Gefüge oder eine inhomogene Werkstoffkombination im Verbund Grund für zusätzliche Dehnungskonzentrationen. Um den Einfluss des Gefüges sichtbar zu machen, sind entweder besonders große Körner notwendig, wie bei [69], oder die DIC wird auf Mikroebene, zum Beispiel durch Messung in einem Elektronenmikroskop, realisiert [70, 71, 72]. EL BARTALI ET AL. [69] zeigen, dass sogar die geätzte Mikrostruktur ausreichend ist, um die DIC durchzuführen, ohne eine zusätzliche Präparation vornehmen zu müssen. Eine Untersuchung, welcher Einfluss stärker wirkt, eine Dehnungsüberhöhung durch eine Bohrung oder die Misorientierung von Körnern, wird von CARROLL ET AL. [73] vorgenommen. Dabei stellt sich heraus, dass die Dehnungskonzentration an Körnern bei einem ungünstigen Verhältnis von Lochgröße zu Korngröße, vergleichbar oder stärker wirkt als am Designmerkmal Bohrung. Die kornorientierte Plastizitätstheorie mittels numerischer Methoden wird mit der tatsächlich auftretenden plastischen Dehnungen erfolgreich von SACHTLEBER [72] verglichen. Der Einfluss, wie sich die lokale Kornorientierung auf ein Risswachstum auswirkt, wird wieder von CARROLL ET AL. [74] untersucht. Dabei werden die vier lokalen Eigenschaften Risspfad, Mikrostruktur, Rissausbreitungsgeschwindigkeit und Dehnungsfeld sowie deren Beziehung untereinander betrachtet. Das Dehnungsfeld wird hierbei nur durch die mikrostrukturellen plastischen Dehnungen betrachtet. Weitere mikrostrukturelle Parameter werden in [75] mit der effektiven Dehnung entlang der Mikrostruktur korreliert und Zusammenhänge zu Rissstart und -ausbreitung entwickelt. Hierbei steht in den meisten Fällen das plastische Dehnungsfeld im Vordergrund und es werden nur selten Aussagen zu einer lokalen Spannungs-Dehnungs-Beziehung getroffen.

Inhomogene Werkstoffkombinationen, zum Beispiel bei Polymer-Verbundwerkstoffen führen zu lokalen Veränderungen im Querkontraktionsverhalten. PRITCHARD ET AL. [76] stellen an einachsigen beanspruchten Proben fest, dass trotz inkompressiblen Werkstoffverhaltens an der Oberfläche der Polymere die lokal gemessenen Querkontraktionszahlen vom Wert 0,5 abweichen können. Sie schlussfolgern, dass dies ein Resultat des anisotropen Werkstoffverhaltens ist, wobei die Dehnung außerhalb der gemessenen Oberfläche, ungleich der Querdehnung an der gemessenen Oberfläche ist.

Einige Arbeiten beschäftigen sich mit der Werkstoffbeschreibung anhand komplexer Materialmodelle. AVRIL ET AL. [77] stellen mit Hilfe der DIC fest, dass bei einem Zugversuch innerhalb der Prüfzone einer leicht gekerbten Flachprobe deutliche Unterschiede in den lokalen Dehnraten auftreten. Um den Einfluss des Dehnratenunterschieds zu berücksichtigen, erweitern sie ein konstitutives viskoplastisches Materialmodell. Kontinuumsmechanische Ansätze werden von SPRINGMANN [78] genutzt, um mit Hilfe der DIC Materialparameter für komplexe, nichtlineare Modelle zu identifizieren und zu optimieren. Die Optimierung erfolgt dabei numerisch auf Basis eines schädigungsbasierten Materialmodells. Konstitutive Modelle berücksichtigen in der Regel mehrachsiges Werkstoffverhalten. Gezielte Untersuchungen mit der DIC zum biaxialen Ermüdungsverhalten hochzyklisch beanspruchter Proben erfolgen von PONCELET ET AL. [79], mit dem Ergebnis eine gute Vorhersage des Ermüdungsverhaltens bei biaxialen Beanspruchung treffen zu können.

Eine weitere Anwendung der optischen Dehnungsmessung ist die Messung der thermischen Ausdehnung und der elastischen Materialkennwerte bei hohen Temperaturen ( $T > 500\text{ °C}$ ) [80]. Hierbei ist keine zusätzliche Präparation der Probe mit einem zufälligen Muster notwendig, da durch das Glühen der Probe in Kombination mit einem Blaufilter vor der Kamera eine messbare Grauwertverteilung auf der Probe entsteht. Die Messungen führen zu akkuraten Ergebnissen und konnten mit konventionellen Methoden verglichen werden. Unter Sauerstoffatmosphäre ist die Messung jedoch durch eine erhöhte Oxidbildung ab einer gewissen Temperatur nicht mehr möglich, sodass daher Versuche unter Vakuum vorgeschlagen werden. Die immer häufigere Anwendung der DIC bei erhöhten Temperaturen ( $T > 500\text{ °C}$ ) führt zu begleitenden Untersuchungen an Kriechversuchen [81] oder an thermomechanischen Versuchen [82] (TMF – thermo-mechanical fatigue).

Die DIC kann als berührungslose und großflächig angebrachte Dehnungsmessstreifen (DMS) angesehen werden, mit der auch typische Anwendungen die normalerweise mit speziellen DMS gelöst werden, bewältigt werden. Eine solche Anwendung ist die Bohrlochmethode, bei der Eigenspannungen durch Verformungen einer gebohrten Lochkontur ermittelt werden. Von BALDI [83] und LORD ET AL. [84] werden entsprechende Methoden vorgestellt und erfolgreich mit analytischen Lösungen verglichen.

Neben der bereits gängigen zweidimensionalen Anwendung an einer freien Oberfläche gibt es weiterhin dreidimensionale Anwendungen, zum Beispiel auf Grundlage von Bildern aus der Computertomographie oder der Magnetresonanz. Dadurch lassen sich Änderungen innerhalb des Bauteils untersuchen, was von RETHORE ET AL. [85] und LENOIR ET AL. [86] anhand einer Rissfront getan wird.

### Einsatz der DIC an Schweißnähten

Nachfolgend werden Veröffentlichungen vorgestellt, die eine Hauptanwendung der DIC bei der lokalen Charakterisierung von Schweißverbindungen sehen. Hierbei ist vor allem das lokale Spannungs-Dehnungs-Verhalten innerhalb der einzelnen Werkstoffbereiche von Interesse. GENEVOIS [87] bestimmt das Werkstoffverhalten der einzelnen Werkstoffbereiche anhand von Miniaturproben und anhand der DIC. Die ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven werden einem FE-Modell zugeführt und die berechneten Dehnungen mit den gemessenen Dehnungen aus der DIC verglichen. Hierbei zeigen sich gute Übereinstimmungen unabhängig vom Vorgehen. Die Vorteile liegen jedoch klar bei der DIC, da sie in der Anwendung deutlich einfacher und schneller realisierbar ist, als die Werkstoffbeschreibung mittels Miniaturproben. TONG ET AL. [88] und MOLAK ET AL. [89] nutzen die DIC als lokales Extensometer zur Prüfung von Miniaturproben die aus den einzelnen Schweißnahtbereichen gefertigt werden. Der aktuelle Querschnitt im Versuch wird in [88] über eine Gleichung, die den Anfangsquerschnitt mit der natürlichen Exponentialfunktion und der Längsdehnung als Exponenten multipliziert, beschrieben. Bei einer einachsigen Belastung ergibt sich die wahre Spannung aus der aktuellen Kraft durch den aktuell gemessenen Querschnitt. Dadurch lassen sich die lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven anhand der Miniaturproben ermitteln. Probleme zeigen sich erst beim inhomogenen Werkstoffverhalten innerhalb der Miniaturprobe, wie es bei einigen Proben aus der Fusionszone der Schweißnaht der Fall ist. Dort kommt es zur Einschnürung und zum Bruch der Probe außerhalb des Prüfbereichs, was die Auswertung unter den gegebenen Annahmen erschwert.

Die Bestimmung lokaler Werkstoffeigenschaften anhand von Miniaturproben ist ein gängiges Vorgehen. Hierbei gibt es unterschiedliche Ansätze, wo und in welcher Lage innerhalb der Schweißnaht die Miniaturproben zu extrahieren sind [90], um mit ihnen auch weitere Werkstoffeigenschaften, wie zum Beispiel anisotropes Verhalten, zu identifizieren. Die Prüfung von Miniaturproben ist jedoch sehr aufwendig und je nach Größe der Schweißnaht fallen die Proben sehr klein aus, sodass ein Größeneinfluss<sup>1</sup> zu berücksichtigen ist. Es werden in [90] auch unterschiedliche Probentypen zur Charakterisierung der gesamten Schweißnaht vorgestellt. Die unterschiedlichen Probentypen ergeben sich aus den individuellen Fragestellungen und den vorgegebenen Voraussetzungen. Bei der Bewertung geschweißter Proben, zum Beispiel mit Hilfe der FEA, wird in vielen Fällen eine homogene Verteilung der Werkstoffeigenschaften innerhalb der einzelnen Schweißnahtbereiche postuliert. Bei der Anwendung des örtlichen Konzepts stehen zum Beispiel die geometrischen Fehlergrößen, wie Übergangskerben und der Verzug der Schweißnaht, im Vordergrund und werden lokal numerisch bewertet. Werkstoffseitige Unterschiede innerhalb der Schweißnaht werden dabei nur selten ausführlicher betrachtet.

Neben der Charakterisierung der Schweißnaht mittels Miniaturproben und Schweißnahtproben wird in der Literatur immer häufiger die lokale Härteverteilung herangezogen, um zum Beispiel eine Korrelation zwischen der lokalen Härte und den Festigkeitskennwerten auszumachen [91]. Eine Härteverteilung zu messen bietet sich an, da es sich dabei um ein schnelles, gängiges und kostengünstiges Verfahren handelt, welches zudem je nach Ausgangslage und Fragestellung auch zerstörungsfrei angewendet werden kann.

<sup>1</sup>Der Größeneinfluss stellt den Zusammenhang zwischen der Übertragbarkeit von Werkstoffeigenschaften auf unterschiedliche (Proben)-Ausmaße dar.

LI ET AL. [92] stellen für ihre Aluminium-Schweißverbindungen im Querschliff eine über der Höhe der Schweißnaht homogene Härteverteilung fest. Längs zur Schweißnaht zeigen sich jedoch in Abhängigkeit vom jeweiligen Schweißnahtbereich deutliche Unterschiede im Härteverlauf. Unabhängig davon lassen sich die Spannungen für die einzelnen Schweißnahtbereiche wie oben beschrieben über den Querschnitt ermitteln. Zur Approximation und zur Extrapolation der Spannungen wird ein einfacher Exponentialansatz angewendet. Dadurch lassen sich auch Zwischenzustände ableiten, was in Hinblick auf eine anschließende Simulation wichtig ist, um Singularitäten aufgrund scharfer Übergänge im Material zu vermeiden. Die Simulation des Zugversuchs [92] zeigt eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen, sodass die getroffenen Annahme einer im Querschnitt homogen vorliegenden Werkstoffverteilung, gerechtfertigt scheint. Vergleichbare Annahmen für die lokale Werkstoffbeschreibung werden von LEITAO [93] getroffen und drei unterschiedliche Schweißverbindungen untersucht. Die lokalen Spannungs-Dehnung-Kurven der Schweißnähte, bezogen auf den jeweiligen Querschnitt, werden dabei globalen Werkstoffversuchen an Schweißnahtproben gegenübergestellt und eine sehr gute Übereinstimmung festgestellt. Die lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven um die Schweißnaht herum werden anschließend mit der Härteverteilung verglichen und es zeigt sich einen direkten Zusammenhang. Weiterhin wird gezeigt, dass aufgrund der lokalen Dehnungsbehinderung (Anisotropie) durch die Schweißnaht Querkontraktionszahlen größer 0,5 im plastischen Bereich entstehen können. Hierbei zeigt sich jedoch kein unmittelbarer Einfluss auf das lokale Werkstoffverhalten, weswegen der Aspekt nicht weiter beschrieben wird.

Eine inhomogene Härteverteilung entlang der Schweißnaht wird von SUTTON ET AL. [94] gemessen, sodass von inhomogenen Werkstoffeigenschaften ausgegangen wird. Dabei werden zwei Ansätze zur Bestimmung lokaler Spannungs-Dehnungs-Kurven miteinander verglichen. Einerseits wird ein einfacher Ansatz einer einheitlichen Spannung über dem Querschnitt gewählt und andererseits werden komplexe konstitutive Gleichungen, anhand des virtuellen Dehnungsfeldes gelöst, um die lokalen Spannungs-Dehnungs-Beziehungen zu ermitteln. Hierbei zeigt sich, dass der deutlich einfachere Ansatz annähernd die gleichen Ergebnisse wie die aufwendigere virtuelle Dehnungsfeld-Methode liefert.

MILOSEVIC ET AL. [95] bestimmen entlang einer Schweißnaht anhand der DIC die lokalen Steifigkeiten der Probe im Zugversuch. Dabei wird die Annahme getroffen, dass die Spannung im elastischen Bereich über alle Querschnitte einheitlich verläuft und die globale Spannungs-Kurve (iso-Spannung) somit auch lokal gilt – zu mindestens im elastischen Bereich. Mit den lokalen Dehnungen aus der DIC kann die lokale Steigung der Spannungs-Dehnungs-Kurve und damit die lokale Steifigkeit der Probe ermittelt werden. Hierbei zeigen sich deutliche Unterschiede der lokalen Steifigkeiten ( $>$ Faktor 2) innerhalb der einzelnen Schweißnaht-Bereiche. Weiterhin wird gezeigt, dass aufgrund der Probengeometrie und einer zusätzlichen Biegebeanspruchung lokale Bereiche initiale Druckdehnungen erfahren. Die Annahme einer einheitlich konstanten Spannung über den Querschnitt darf nur getroffen werden, wenn über den Querschnitt keine Änderung der Werkstoffeigenschaften zu erwarten ist.

Von LOCKWOOD ET AL. [96] wird die gemessene Dehnungsverteilung durch eine Finite-Elemente-Analyse (FEA) angenähert. Die lokalen Werkstoffeigenschaften als Eingangsgrößen für die FEA ergeben sich aus der DIC. Als lokale Spannungsantwort wird auch hier die sogenannte

iso-Spannung aus dem Versuch gewählt. Dennoch ergeben sich aufgrund der lokalen Dehnungen lokal unterschiedliche Fließspannungen, die zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens in der FEA genutzt werden. Die Dehnungsverteilung lässt sich zwar gut mit der FEA nachbilden, jedoch weicht die globale Spannungsantwort aus der FEA vom experimentellen Ergebnis ab. Begründet wird dies maßgeblich durch die Annahme der einachsigen iso-Spannung als Vorgabe für die lokalen Werkstoffeigenschaften der FEA. Die Überprüfung dieser Annahme erfolgt in [97]. Dabei stellt sich die iso-Spannung als valide Annahme heraus. Die Abweichung zwischen gemessener und gerechneter globaler Spannungsantwort resultiert, als weitere Annahme, aus den vereinfachten 2D-Randbedingungen innerhalb der numerischen Nachbildung. Die ursprünglich numerische Nachbildung [96] ging von einem ebenen Dehnungszustand aus, was zu der Abweichung in den jeweiligen Spannungsantworten führte. Die Annahme eines ebenen Spannungszustandes in [97] bildet hingegen die globale rechnerische Spannungsantwort gut ab.

NIELSEN ET AL. [98] identifizieren die charakteristischen Schweißnahtbereiche ebenfalls durch die Messung der lokalen Härteverteilung. Anschließend beschreiben sie die lokalen Werkstoffeigenschaften der einzelnen Werkstoffbereiche durch Miniaturproben und bilden daraus konstitutive Materialmodelle, die sie wiederum in eine FE-Analyse einbinden. Ein anschließender Vergleich der lokalen Dehnungen aus DIC und FEA zeigt eine gute Übereinstimmung und macht deutlich, dass es einen komplexen Zusammenhang zwischen der Fließspannung, der Kornbildung und dem Kornwachstum besteht und dass Korrelationen der Werkstoffeigenschaften zur Härteverteilung existieren.

SUN ET AL. [99] bestimmen die lokalen Werkstoffeigenschaften einer Schweißnaht aus der Kraft-Verformungs-Beziehung einer Mikroindentationsmessung über alle Werkstoffbereiche. Innerhalb einer FEA werden die lokalen Werkstoffkennwerte dahingehend optimiert, dass das lokale Kraft-Verformungs-Verhalten aus der Messung bestmöglich abgebildet wird. Anschließend wird das Verfahren und die abgeleiteten Werkstoffkennwerte an Zugversuchen der geschweißten Proben überprüft. Hierbei zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen der Simulation des Zugversuchs und den auftretenden Dehnungen im Zugversuch, gemessen mit Hilfe der DIC. Der Weg über die FEA zeigt somit eine Möglichkeit auf, lokale Werkstoffeigenschaften durch einen Optimierungsprozess zu ermitteln.

Ein ähnliches Vorgehen zur Bestimmung lokaler Werkstoffeigenschaften an Schweißverbindungen wird von LANG [54] veröffentlicht. Sie wendet die FEA jedoch direkt auf die DIC an, um die lokalen Werkstoffkennwerte iterativ durch eine Optimierung zu erhalten. Dies erfolgt an LCF Proben, die mit unterschiedlichen Dehnungsschwingweiten geprüft werden. Bei der iterativen Optimierung werden, ausgehend von einer homogenen Werkstoffverteilung, die Dehnungen der Simulation an die Dehnungen der DIC angepasst, wobei die lokalen Spannungen konstant gehalten werden. Damit ergeben sich in diesem Fall neue Ramberg-Osgood-Parameter, siehe Gleichung (A.39), die das Werkstoffverhalten lokal widerspiegeln. Härteverteilungen aus Mikrohärtemessungen zeigen anschließend eine gute Übereinstimmung mit der 0,2 % Dehngrenze  $R_{0,2}$  der optimierten Lösung aus der FEA.

MADI ET AL. [90] untersucht ebenfalls LCF-Proben und stellt unterschiedliche Dehnungsschwingweiten entlang der Schweißprobe innerhalb der Versuchsführung mit der DIC fest. Die Dehnungsverteilung ist hierbei abhängig vom Ort der Dehnungsregelung und verändert sich aufgrund des

lokalen Ver- und Entfestigungsverhalten der unterschiedlichen Dehnungsbereiche. Abhängig von der Höhe der vorgegebenen Beanspruchung ändert sich auch das Versagensverhalten. Die kürzeren Lebensdauern der geschweißten Proben im Vergleich zu den Grundwerkstoffproben – repräsentiert durch eine Werkstoff-Wöhlerlinie – lassen sich mit Hilfe eines Reduktionsfaktors beschreiben. Der Reduktionsfaktor bezieht sich hierbei allein auf die Wöhlerlinie des Grundwerkstoffs und ergibt sich als Quotient aus der Dehnungsschwingweite, die aufgebracht werden muss, um die kürzere Lebensdauer der geschweißten Probe zu beschreiben und der tatsächlich aufgetragenen Dehnungsschwingweite. Für unterschiedliche Beanspruchungshöhen fällt auch der Reduktionsfaktor unterschiedlich hoch aus und zeigt eine deutliche Abhängigkeit vom Versagensverhalten.

LUO ET AL. [100] untersuchen mit Hilfe der DIC das lokale Ratchetingverhalten einer zyklisch beanspruchten Schweißnaht. Die spannungskontrollierten Versuche zeigen in Abhängigkeit vom jeweiligen Schweißnahtbereich sowohl eine heterogene Dehnungsverteilung als auch eine heterogene Verteilung der Ratchetingrate. Das Ratchetingverhalten ist abhängig von der aufgetragenen Spannung und der Mittelspannung und wird ebenfalls maßgeblich von der Dehn- und Spannungsrate im jeweiligen Bereich beeinflusst.

## 4. Aufgabenstellung und Lösungsweg

### 4.1. Aufgabenstellung

Die vorliegende Arbeit liefert einen Beitrag zur lokalen Charakterisierung einer austenitischen Schweißverbindung. Schweißverbindungen lassen sich in der Regel in unterschiedliche Werkstoffbereiche – Grundwerkstoff, Schweißgut und Wärmeeinflusszone – unterteilen. Diese drei Werkstoffbereiche weisen sichtbar unterschiedliche Strukturen auf, wie zum Beispiel unterschiedliche Korngrößen und -formen. Aus der Literatur ist bekannt, dass die Korngröße einen Einfluss auf die Festigkeit metallischer Werkstoffe besitzt – Hall-Petch-Beziehung. Untersuchungen zur Mikrohärteverteilung im Querschliff der untersuchten Schweißnaht zeigen entgegen der Erwartung keine direkte Beziehung zwischen der Mikrohärteverteilung und den einzelnen Werkstoffbereichen, die sich anhand der Korngröße und -struktur gut selektieren lassen. Statt einer Zuordnung spezifischer Härtewerte zu jedem einzelnen Bereich der Schweißnaht zeigen sich deutliche Härtegradienten bereichsübergreifend, die wiederum für alle untersuchten Schweißnähte annähernd gleich ausfallen. Von der Härte ist aus der Literatur ebenfalls bekannt, dass sie ein Indikator für lokale Festigkeitseigenschaften ist. Lokale Festigkeitsunterschiede innerhalb eines Bauteils führen zu lokalen Spannungsüberhöhungen, die in der Regel zu einer reduzierten Lebensdauer des Bauteils führen. Aus der Diskrepanz zwischen der lokalen Struktur und der lokalen Härteverteilung ergibt sich die Forschungsfrage, welches Werkstoffmerkmal – Kornstruktur oder Mikrohärte – einen Einfluss auf die lokale Festigkeit und damit auf die Lebensdauer der Schweißnaht hat. Es wird postuliert, dass das lokale zyklische Werkstoffverhalten und damit auch die Festigkeit ausschließlich vom Schweißprozess abhängt und keine Abhängigkeit durch eine etwaige Nachbearbeitung der Probe existiert. Durch die Untersuchung unterschiedlicher Probenotypen – idealisiert, nachbearbeitet, unbearbeitet – kann die Frage geklärt werden, inwieweit die Lebensdauer durch die metallurgische und geometrische Kerbe der Schweißnaht beeinflusst wird.

Zur Beschreibung der Bauteil-Lebensdauer stellt das lokale Ermüdungsverhalten die Grundlage dar. Aus der Literatur sind Ansätze bekannt, die zur Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens von Schweißnähten Miniaturproben aus den einzelnen Werkstoffbereichen verwenden. Dieses Vorgehen ist sehr zeit- und kostenaufwendig. Eine Alternative ist die optische Dehnungsmessung, die sich für diese Zwecke anbietet, jedoch für die Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens bisher noch wenig erforscht ist. Daher soll in dieser Arbeit das lokale Ermüdungsverhalten mit Hilfe der optischen Dehnungsmessung untersucht werden.

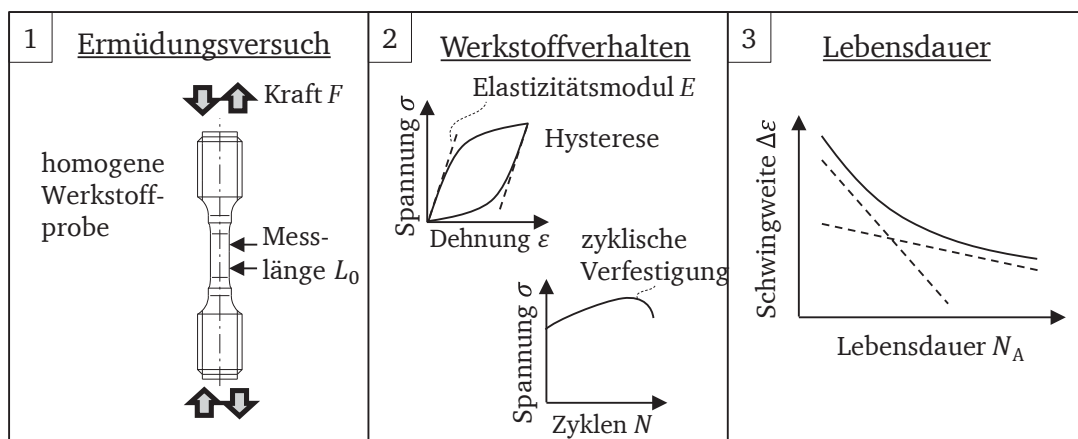
Zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens sind neben den lokalen Dehnungsverläufen vor allem die lokalen Spannungsverläufe notwendig. Die Dehnungen lassen sich dazu anhand hochauflösender Aufnahmen und mit Hilfe einer kommerziellen Software zur digitalen Bildkorrelation erfassen. Wie sich aus der digitalen Bildkorrelation auch Spannungsverläufe ohne Hilfe der FEA ableiten lassen, ist bisher noch nicht untersucht worden. Konventionell wird die Spannung aus dem Verhältnis der Kraft zum Probenquerschnitt bestimmt. Für die geschweißten Proben, wird zunächst ebenfalls dieser Ansatz gewählt, indem Proben mit einem einheitlichen idealisierten Querschnitt untersucht werden. Nachfolgend im Abschnitt Lösungsweg wird kurz das konzeptionelle Vorgehen zur Ermittlung der lokalen Spannungs-Dehnungs-Beziehung skizziert und anschließend auf das Vorgehen zur Beantwortung der Forschungsfragen eingegangen.



## 4.2. Lösungsweg

Der Lösungsweg besteht im Wesentlichen aus zwei Schritten. Im ersten Schritt werden die einzelnen Werkstoffe – Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff – mittels homogener Werkstoffproben charakterisiert. Der standardisierte Ermüdungsversuch stellt hierbei die Grundlage zur Beschreibung des zyklischen Werkstoffverhaltens und der Lebensdauer dar, Abbildung 4.2.1. Der zweiten Schritt besteht in der lokalen Charakterisierung der bauteilnahen Schweißnähte, Abbildung 4.2.2. Dazu werden Ermüdungsversuche an unterschiedlichen Schweißnähten – idealisiert, nachbearbeitet, unbearbeitet – anhand der optischen Dehnungsmessung begleitet. Mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation werden die lokalen Spannungs-Dehnungs-Beziehungen ermittelt und die lokale Lebensdauer anhand einer bekannten Wöhlerlinie aus den homogenen Werkstoffversuchen bewertet. Nachfolgend werden die beiden Schritte näher erläutert.

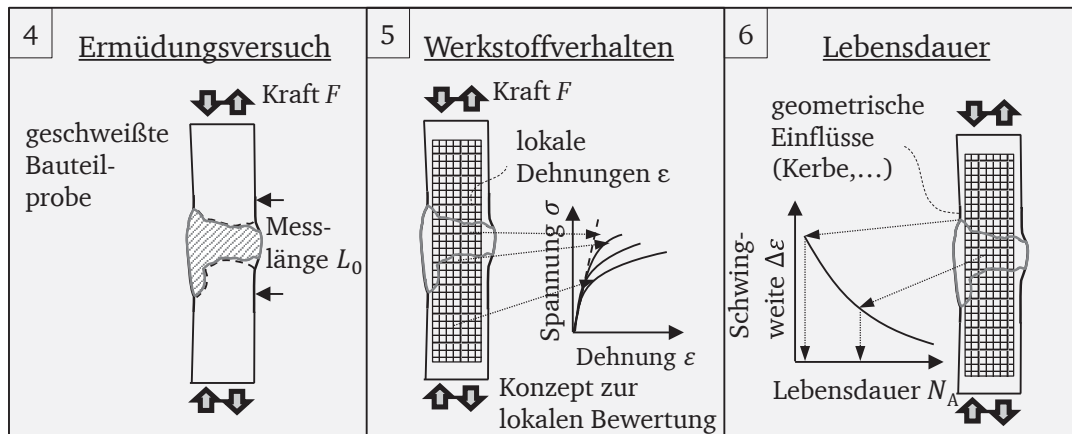
Der standardisierte Ermüdungsversuch (LCF-Versuch) [1] ermöglicht die Charakterisierung des zyklischen elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens auf Basis der gewonnenen Messwerte. Die elastisch-plastische Spannungs-Dehnungs-Beziehung bei zyklisch wiederkehrender Last (Dreieckszyklus) bildet eine geschlossene Hysterese [2]. Die Untersuchungen an den homogenen Werkstoffproben werden zeigen (Abschnitt 5.5.2), dass eine Aufteilung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese in einen elastischen und plastischen Dehnungsanteil sinnvoll ist, da die elastischen Dehnungsanteile qualitativ die zyklischen Spannungsverläufe beider Werkstoffe mit deren charakteristischen zyklischen Ver- und Entfestigungsverhalten widerspiegeln. Dieser Zusammenhang ist bereits durch das Hooke'sche Gesetz beschrieben. Zur quantitativen Beschreibung der Spannung muss allerdings der werkstoffspezifische Elastizitätsmodul als Proportionalitätsfaktor bekannt sein.



**Abbildung 4.2.1** Allgemeines Vorgehen zur Bewertung homogener Werkstoffproben.

Auf Basis der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Beziehung können die Lebensdauern der homogenen Werkstoffproben durch klassische spannungs- oder dehnungsbasierte Wöhlerlinien beschrieben werden [3]. Bei den Untersuchungen der homogenen Werkstoffversuche stellt sich heraus, dass für beide Werkstoffe – Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff – jedoch eine eigene spannungs- oder dehnungsbasierte Wöhlerlinie ermittelt werden muss. Dieses Problem kann durch eine energiebasierte Wöhlerlinie gelöst werden, die eine Beschreibung beider Werkstoffe in nur einer Wöhlerlinie ermöglicht und somit die allgemeine Anwendung vereinfacht.

Kernstück dieser Arbeit stellt der zweite Schritt dar, bei dem die lokalen Werkstoffeigenschaften an den geschweißten, bauteilnahen Proben mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation (DIC) ermittelt werden, Abbildung 4.2.2. Ausgehend vom Werkstoffverhalten der homogenen Werkstoffversuche wird ein neues Konzept zur Ermittlung der lokalen Werkstoffeigenschaften an inhomogenen Schweißverbindungen entwickelt. Der Ermüdungsversuch der bauteilnahen Proben wird dazu in gleicher Weise wie die Ermüdungsversuche der homogenen Werkstoffproben erfolgen [4]. Erweitert wird der Versuch hinsichtlich der digitalen Bildkorrelation, die versuchsbegleitend die lokalen Dehnungen flächig entlang der gesamten Schweißnaht erfasst [5]. Durch Proben mit idealisiertem Querschnitt lassen sich die wesentlichen lokalen Werkstoffeigenschaften – lokale Steifigkeiten, Fließspannungen und -dehnungen – bestimmen und lokale Spannungs-Dehnungs-Beziehungen ermitteln. Eine genaue Ausführung der vollständigen Vorgehensweise erfolgt in Kapitel 6. Anhand der lokalen Dehnungsschwingweite lässt sich abschließend die lokale Lebensdauer bewerten [6].



**Abbildung 4.2.2** Allgemeines Vorgehen zur lokalen Bewertung von geschweißten Proben

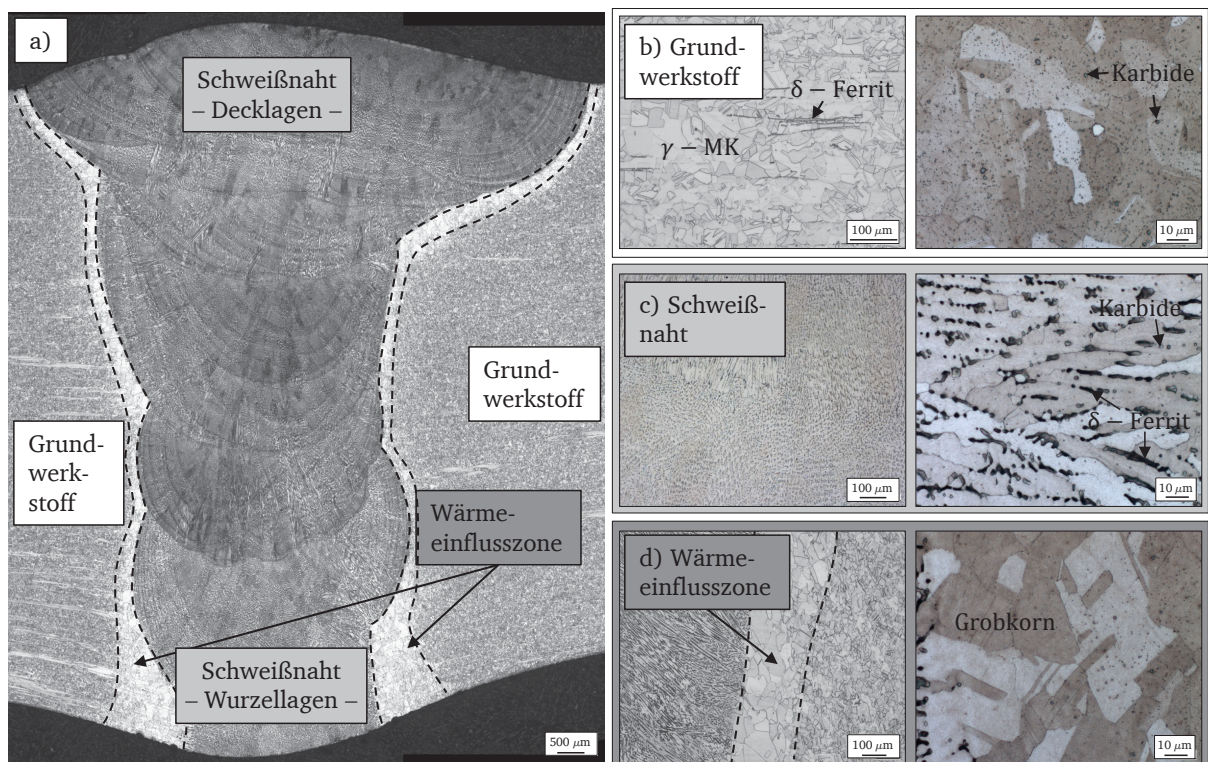
Mit Hilfe der lokalen Spannungs-Dehnungs-Beziehungen der geschweißten Proben lässt sich abschließend die eingangs erwähnte Forschungsfrage klären, welches lokale Werkstoffmerkmal – Kornstruktur oder Mikrohärtigkeit – einen Einfluss auf die Festigkeit und damit auf die Lebensdauer der Schweißnaht hat. Hängt das lokale Werkstoffverhalten nur vom Schweißprozess ab, können die lokalen Spannungs-Dehnungs-Kurven an den unterschiedlichen Probentypen – idealisiert, nachbearbeitet und unbearbeitet – zur Validierung der Ergebnisse genutzt werden. Alle Proben sollten entlang der Schweißnaht annähernd das gleiche zyklische Werkstoffverhalten aufweisen. Die Ergebnisse werden abschließend mit weiteren Beobachtungen, wie zum Beispiel dem Anrissort verglichen und weitere Einflussgrößen auf die Lebensdauer der Probe werden untersucht. Damit lässt sich die abschließende Forschungsfrage klären, inwieweit die Lebensdauer durch die metallurgische und geometrische Kerbe einer Schweißnaht beeinflusst wird.

## 5. Globale experimentelle Beschreibung

Die nachfolgenden Untersuchungen stammen aus dem öffentlich geförderten Projekt „*Ermüdungsnachweis für unbearbeitete und nachbearbeitete Schweißverbindungen einschließlich thermozyklische, elastisch-plastische Beanspruchungen*“ [9]. Diesem Projekt ist das Projekt „*Numerische Simulation und experimentelle Charakterisierung des Ermüdungsrisswachstums unter thermozyklischer Beanspruchung*“ [101] vorausgegangen, woraus ebenfalls einige Ergebnisse zum Vergleich herangezogen werden. Im Rahmen dieser Projekte sind Auszüge der Ergebnisse bereits in [102, 103, 104, 105] veröffentlicht worden.

### 5.1. Versuchswerkstoffe

Gegenstand der Untersuchungen stellen austenitische Schweißverbindungen als Umfangsschweißungen an austenitischen Rohren (X6CrNiNb18-10,  $\varnothing$  zwischen 322 und 395 mm) dar. Abbildung 5.1.1 a) zeigt eine repräsentative unbearbeitete Schweißnaht im Querschliff zur Visualisierung der einzelnen Schweißnahtbereiche. Abbildung 5.1.1 b), c) und d) zeigen Ausschnitte der einzelnen Bereiche der in a) dargestellten Schweißnahtübersicht.



**Abbildung 5.1.1** Untersuchte Schweißverbindung im Querschliff mit detaillierter Ansicht der einzelnen Werkstoffbereiche.

Zwischen dem Grundwerkstoff und der Schweißnaht ist eine grobkörnige Wärmeinflusszone zu sehen. Dabei ist die Grobkornzone entlang der Wurzellagen am stärksten ausgeprägt. Die gesamte Schweißnaht besteht aus bis zu 10 Schweißlagen, die hintereinanderweg entlang des gesamten Rohrumfangs geschweißt werden. Der Grundwerkstoff in Abbildung 5.1.1 b) zeigt in seiner Kornstruktur keine besonderen Auffälligkeiten. Neben dem austenitischen Korn ( $\gamma$ - Mischkristall) finden sich vereinzelt Delta-Ferrit-Zeilen ( $\delta$ - Ferrit) und Karbide in der Struktur. Die zeilige

Struktur der Schweißnaht c) im Querschliff, ist mit der gerichteten Erstarrung der Schweißverbindung zu erklären. Zwischen den zeiligen Körnern ist vermehrt Delta-Ferrit auszumachen (dunkelgraue bis schwarze Inseln). Der deutlich höhere Anteil an Delta-Ferrit, im Vergleich zum Grundwerkstoff, lässt sich auch durch die Prüfung der magnetischen Eigenschaften, mithilfe eines einfachen Magneten, ausschließlich entlang der Schweißnaht feststellen. Vereinzelt lassen sich Karbide (gepunktet) feststellen, die im Vergleich zum Grundwerkstoff aber verhältnismäßig selten auftreten. Die Übersichtsdarstellung der Wärmeeinflusszone d) zeigt deutlich das Grobkorn. Die Grobkornbildung ist temperaturabhängig und bildet sich umso stärker aus, je länger kritische Temperaturen (im untersuchten Fall  $T \geq 600^\circ\text{C}$ ) gehalten werden. Daher ist es auch verständlich, dass die Grobkornzone im Bereich der Wurzellage am stärksten ausgeprägt ist, da beim mehrlagigen Schweißen dort wiederholt Wärme zugeführt wird. Das Grobkorn zeigt im Detail keine sichtbaren Karbide.

## 5.2. Probenfertigung und -entnahme

Bei dem untersuchten Material handelt es sich um insgesamt vier austenitische Rohre (Abbildung 5.2.1 a), wobei die Rohre 1 und 2 eine unbearbeitete Schweißnaht aufweisen und die Rohre 3 und 4 praxisnah beschliffen sind. Die austenitischen Rohre werden von der Fa. AREVA zur Verfügung gestellt. Das Schweißen sowie die Nachbearbeitung der Schweißnaht wird ebenfalls von der Fa. AREVA durchgeführt, wobei die praxistypischen Prozesse, wie automatisiertes Schweißen und händisches Schleifen, zur Anwendung kommen. Die warmgepilgerten<sup>1</sup> Rohre werden vor dem Schweißprozess bei  $1060^\circ\text{C}$  lösungsgeglüht und anschließend im Wasser abgeschreckt, um fertigungsbedingte Inhomogenitäten zu beseitigen. Die lösungsgeglühten Rohre zeigen keine Fehler anhand einer Ultraschallprüfung und die Rohre bestanden den Wasserinnendruckversuch bis 80 bar (gem. DIN 17440). Das Schweißen der mehrlagigen Stumpfstoßnaht erfolgt automatisiert nach dem Engspaltverfahren und mit gleichbleibenden Prozessparametern. Zur Schweißnahtvorbereitung werden die zu verschweißenden Kanten von innen und außen mechanisch bearbeitet. Bei dem Schweißverfahren selber werden mehrere Lagen des Schweißzusatzwerkstoffs mit dem WIG-Verfahren (Wolfram-Inert-Gas) übereinander geschweißt. Als Schutzgas beim Schweißen kommt dabei Argon zum Einsatz. Da beim Engspaltverfahren nur kleine Nahtvolumina geschweißt werden, findet der Wärmeeintrag nur auf geringem Raum statt und zeichnet sich durch geringe Eigenspannungen und geringen Materialverzug aus. Die Schweißnahtgüte ist aufgrund des automatisierten Prozesses sehr hoch. Nach dem Schweißen erfolgt keine erneute Wärmebehandlung. Als abschließende Untersuchung werden alle Schweißnähte röntgengenografisch auf innere Fehler hin untersucht und die beschliffenen Nähte nach KTA-Standard [2] werden auf ihre Oberflächengüte hin kontrolliert. Dabei zeigen sich keine besonderen Auffälligkeiten.

Die Höhe der geschweißten austenitischen Rohre variiert zwischen 322,5 mm und 395 mm. Über die umfängliche Schweißnaht hinweg werden Rohrsegmentproben (RSP) und standardisierte Rundproben (RP) für Ermüdungsversuche, sogenannte Low-Cycle-Fatigue-Proben (LCF) entnommen, Abbildung 5.2.1. Ein Teil des restlichen Materials wird genutzt, um LCF-Proben zur Basischarakterisierung des Grundwerkstoffs zu fertigen. Um bei den Rundproben einen Einfluss der Rauigkeit einer gedrehten Prüfzone auszuschließen, werden diese elektrolytisch poliert. Die seitliche Kontur der Rohrsegmentproben wird erodiert, um exakte und reproduzierbare Geometrien zu gewährleisten. Entlang des Prüfbereichs der Rohrsegmentprobe, auf der Wurzel- und

<sup>1</sup>Pilgern bezeichnet ein Verfahren zur Reduzierung der Wandstärke von nahtlosen gefertigten Rohren.

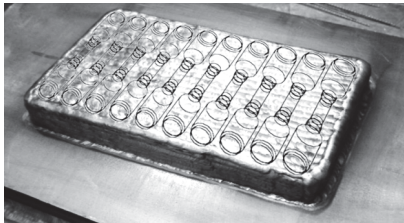


Decklagenseite, ist die Oberfläche unbearbeitet und entspricht somit der ursprünglichen Rohroberfläche.

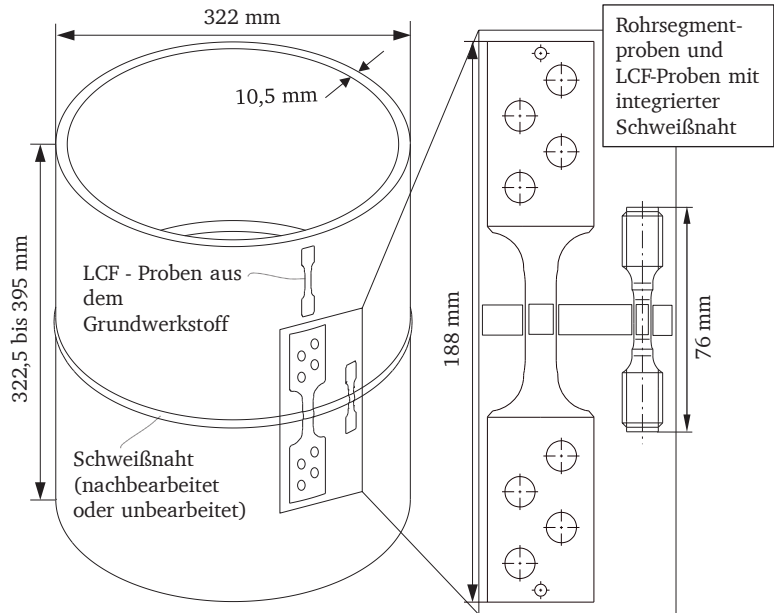
a) Vier austenitische Rohre  
- über den Umfang geschweißt



b) Schweißblock zur Entnahme von  
LCF - Proben aus dem Schweißgut



c) Abmessungen des Halbzeugs und Probenentnahme



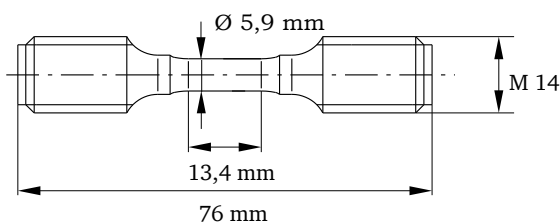
**Abbildung 5.2.1** Aufteilung und Abmessungen des geschweißten Halbzeugs in verschiedene Probentypen, standardisierte LCF-Proben aus dem Grundwerkstoff und dem Schweißgut sowie Rohrsegmentproben und LCF-Proben entlang der Schweißnaht.

Zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften des Schweißzusatzwerkstoffes fertigt die Fa. AREVA einen Schweißgutblock. Der verwendete Schweißzusatzwerkstoff Böhler SAS 2 – IG R (1.4551 - Drahtwerkstoff) wird dazu mehrfach verdreht und anschließend lagenweise auf eine austenitische Grundplatte geschweißt. Nach jeder Lage wird dabei die Schweißrichtung um 90° gedreht. Abbildung 5.2.1 b) zeigt den Schweißgutblock und die anschließende Einteilung der LCF-Proben für die Ermüdungscharakterisierung des Schweißzusatzwerkstoffes. Die gefertigten Schweißgutproben werden vor der Versuchsdurchführung ebenfalls elektrolytisch poliert.

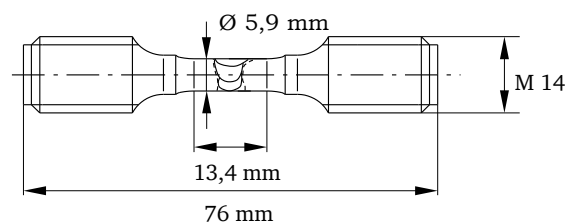
### 5.3. Probentypen

Die LCF-Probe zur Grundcharakterisierung des homogenen Werkstoffverhaltens sowie die LCF-Probe mit integrierter Schweißnaht sind in der Abbildung 5.3.1 schematisch dargestellt.

RP:

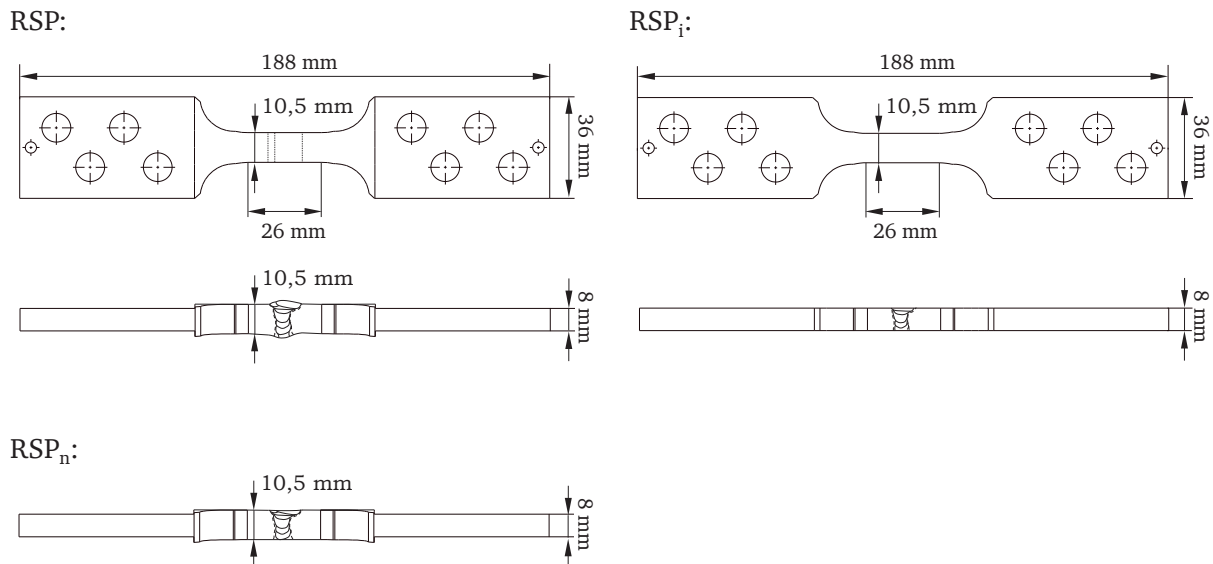


RP<sub>SN</sub>:



**Abbildung 5.3.1** Übersicht über die verwendeten LCF-Rundproben;  
RP: standardisierte Rundprobe,  
RP<sub>SN</sub>: Rundprobe mit integrierter Schweißnaht.

Aufbauend zu den Untersuchungen an den LCF-Proben mit integrierter Schweißnaht wird das Ermüdungsverhalten der Schweißnaht an drei Arten von Rohrsegmentproben untersucht, Abbildung 5.3.2. Das Rohr, aus dem die Rohrsegmentproben gefertigt sind, unterteilt die Rohrsegmentproben in zwei Typen. So haben Rohr 1 und Rohr 2 eine unbearbeitete Schweißnaht (RSP) und Rohr 3 und Rohr 4 eine nachbearbeitete Schweißnaht (RSP<sub>n</sub>). Die Nachbearbeitung der Schweißnaht besteht im händischen Überschleifen der Schweißnahtüberhöhungen entlang der Deck- und Wurzellage. Ein dritter Rohrsegmentprobentyp ergibt sich in direkter Anlehnung an die LCF-Probe mit integrierter Schweißnaht. Der Rohrsegmentprobentyp wird dabei vollständig auf eine einheitliche Probendicke geschliffen, um alle übrigen geometrischen Unregelmäßigkeiten zu entfernen, und stellt somit eine Rohrsegmentproben mit einem idealisierten Querschnitt dar (RSP<sub>i</sub>).



**Abbildung 5.3.2** Übersicht über die verwendeten Rohrsegmentproben;  
 RSP: Rohrsegmentprobe mit unbearbeiteter Schweißnaht,  
 RSP<sub>n</sub>: Rohrsegmentprobe mit nachbearbeiteter Schweißnaht,  
 RSP<sub>i</sub>: Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt.

## 5.4. Grundcharakterisierung

### 5.4.1. Chemische Analyse

Die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff die anhand der Funken-Emissions-Spektralanalyse (FESA) ermittelt wird, ist in Tabelle 1 zusammengestellt. Bei dem Rohrwerkstoff handelt es sich um den austenitischen Werkstoff X6CrNiNb18-10 (1.4550). Als Schweißzusatzwerkstoff kommt der Werkstoff X5CrNiNb19-10 (1.4551) mit leicht höherem Chrom-Anteil zum Einsatz. Zum Vergleich sind auch die Grenzwerte der KTA-Richtlinie 3201.1 [2] in Tabelle 1 eingetragen, die jedoch nur für den austenitischen Grundwerkstoff gelten. Neben dem Grundwerkstoff der geschweißten Rohre (Prüfzeichen<sup>1</sup>: aRK) werden weitere Untersuchungen am gleichen Werkstoff aber einer anderen Schmelze (aRF) aus einem vorangegangenen Projekt [101] herangezogen. Weiterhin wird der reine Schweißzusatzwerkstoff

<sup>1</sup>Das Prüfzeichen wird zur Kennzeichnung einzelner Proben eingeführt und dient der einfacheren Werkstoffkennung mit Hilfe von drei Buchstaben.

(aRI) sowie die Werkstoffkombination entlang der Schweißnaht (aRJ) chemisch analysiert. Die Werte der geschweißten Schweißnaht entsprechen einer prozentualen Auflegung von annähernd 50 % der beiden Werkstoffe Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff. Abweichungen zum Auflegungsverhältnis zeigen die Elemente Phosphor (P) und Nickel (Ni), die eine geringere Massenkonzentration aufweisen, als die beiden nicht geschweißten Werkstoffe. Die Werte für Phosphor und Nickel liegen aber weiterhin im Bereich der Grenzwerte. Der Chromanteil (Cr) der Schweißnaht nähert sich dem Anteil des Schweißzusatzwerkstoffs und überschreitet den maximalen Grenzwert der KTA-Richtlinie. Dabei ist zu sagen, dass die Messung des Chrom-Anteils bei allen Messungen die größte Messunsicherheit von bis zu  $\pm 0,19$  mas.-% zeigt und somit auch die größte Unschärfe aufweist.

**Tabelle 1** Chemische Zusammensetzung in mas.-% des untersuchten Grundwerkstoffs (X6CrNiNb18-10) und des artverwandten Schweißzusatzwerkstoffs (X5CrNiNb19-10) im Vergleich zur KTA Regelwerkvorgabe.

		Cr	Ni	Nb	Mn	Si	C	P	S
KTA 3201.1	min	17,0	9,0	10xC	-	-	-	-	-
	max	19,0	12,0	0,65	2,0	1,0	0,04	0,035	0,015
Grundwerkstoff	aRF	17,23	10,37	0,359	1,605	0,529	0,034	0,020	<0,01
	aRK	18,5	11,1	0,39	1,6	0,3	<0,01	0,014	<0,01
Schweißzusatzwerkstoff	aRI	20,07	10,35	0,482	1,72	0,434	0,014	0,016	0,015
Schweißnaht	aRJ	19,71	10,21	0,435	1,65	0,484	0,025	0,013	0,01

#### 5.4.2. Mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften wie der Elastizitätsmodul ( $E$ ), die Dehngrenzen ( $R_{p0,2}$  und  $R_{p1,0}$ ), die Zugfestigkeit ( $R_m$ ) gemessen im statischen Zugversuch bei Raumtemperatur sowie die Härte der einzelnen Werkstoffe, sind in Tabelle 2 zusammengestellt.

**Tabelle 2** Mechanische Eigenschaften des untersuchten Grundwerkstoffs (X6CrNiNb18-10) und des artverwandten Schweißzusatzwerkstoff (X5CrNiNb19-10) im Vergleich zur KTA Regelwerkvorgabe.

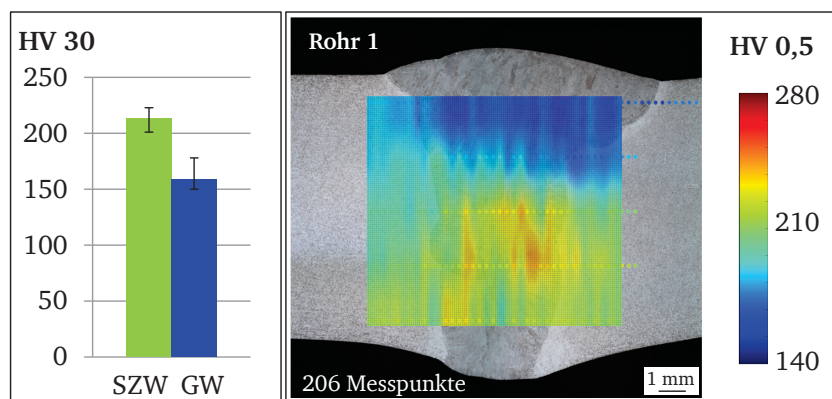
		$E$ in GPa	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_{p1,0}$ in MPa	$R_m$ in MPa	Härte in HV 30
KTA 3201.1		-	>205	>240	510–740	-
Grundwerkstoff	aRK	179	266	299	636	155
	aRF	173	265	277	576	160
Schweißzusatzwerkstoff	aRI	174	-	-	-	214
Datenblatt	aRJ	173	490	-	660	-

Auch hier wird eine Gegenüberstellung der Werte mit der KTA-Richtlinie durchgeführt, wobei die angegebenen Werte als Richtwerte zu deuten sind. Insgesamt liegen alle gemessenen Werte am Grundwerkstoff, oberhalb oder innerhalb der Vorgaben der KTA-Richtlinie. Der Elastizitätsmodul ist für den Grundwerkstoff und den Schweißzusatzwerkstoff annähernd gleich. Der

Elastizitätsmodul des Schweißzusatzwerkstoffes (aRI) kommt aus der initialen Spannungs-Dehnungs-Kurve der zyklischen Untersuchungen an diesem Werkstoff, da kein zusätzlicher Zugversuch durchgeführt worden ist. An diesen Proben ließ sich ebenfalls die Härte bestimmen. Auf die Werte der Dehngrenzen ( $R_{p0,2}$  und  $R_{p1,0}$ ) wird in diesem Fall jedoch verzichtet und auf Daten aus dem Datenblatt des Schweißzusatzwerkstoffes (aRJ) zurückgegriffen. Hier zeigt sich im Vergleich zum Grundwerkstoff eine deutlich höhere Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und Zugfestigkeit  $R_m$ .

### 5.4.3. Härteverteilung

An allen standardisierten LCF-Rundproben (nach ISO 12106:2017), sowohl am Grundwerkstoff als auch am Schweißzusatzwerkstoff (Schweißgutblock) werden Vickershärtemessungen mit einer Prüfkraft von 294,3 N (HV 30 nach ISO 6507-1:2018) durchgeführt. Dazu wird an drei Orten an der Oberfläche des Probenrohrlings gemessen, um etwaige Inhomogenitäten auszumachen. Weder an den Probenrohrlingen aus dem Grundwerkstoff noch aus dem Schweißzusatzwerkstoff lassen sich mit dieser Vorgehensweise Unregelmäßigkeiten anhand der Härte feststellen. Der Schweißzusatzwerkstoff zeigt eine deutlich höhere mittlere Härte mit 214 HV 30 (10 Rohlinge mit je 3 Messpunkte ergeben insgesamt 30 Messpunkte) mit einer geringeren Streuung als der Grundwerkstoff mit einer mittleren Härte von 155 HV 30 (22 Rohlinge mit je 3 Messpunkte ergeben insgesamt 66 Messpunkte), vergleiche Tabelle 2 und Abbildung 5.4.1 links.



**Abbildung 5.4.1** Ergebnis der Härtemessungen (HV 30) an den homogenen Werkstoffproben und Konturplot der Mikrohärt (HV 0,5) entlang der unbearbeiteten Schweißnaht am Rohr 1.

Eine Möglichkeit die Bereiche der Schweißnaht zu charakterisieren, besteht in der Ermittlung einer Härteverteilung im Querschliff der Schweißnaht. Mittels Mikrohärtemessungen (HV 0,5) ist im Größenbereich der untersuchten Schweißnähte eine gute örtliche Auflösung möglich. Bei der Verteilung der Mikrohärt stellt sich die Frage, welche Härtewerte die einzelnen Werkstoffbereiche (Grundwerkstoff, Schweißnaht und Wärmeeinflusszone) annehmen und inwiefern sie mit Werten aus den Härtemessungen (HV 30) am Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff übereinstimmen. Weiterhin ist die Frage zu klären, ob der Schweißprozess zu reproduzierbaren Ergebnissen führt und inwieweit die Härte zur Identifizierung lokaler Werkstoffeigenschaften geeignet ist.

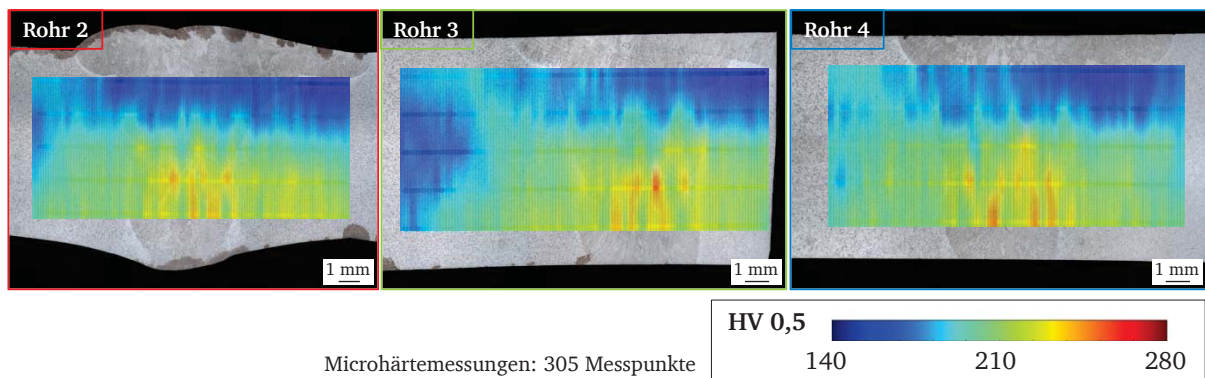
Dazu erfolgen Mikrohärtemessungen an allen vier Rohren entlang mehrerer Linien auf unterschiedlichen Ebenen der Schweißnaht, die bestenfalls alle Bereiche der gesamten Schweißnaht beinhalten, Abbildung 5.4.1 rechts und 5.4.2. Aus den einzelnen Linienmessungen lassen sich



anschließend flächige Konturplots ableiten. Anhand der Mikrohärteverteilung lassen sich zwei wesentliche Erkenntnisse festhalten:

- die einzelnen Bereiche Grundwerkstoff, Schweißnaht und Wärmeeinflusszone zeigen keinen separaten Härtebereich und somit
- weist jeder Bereich fließende Übergänge in der Verteilung der Mikrohärten auf.

Entlang der unteren Schweißnahtlagen sind die höchsten Härtewerte von bis zu 280 HV 0,5 auszumachen und decklagig die geringsten Härtewerte mit ungefähr 140 HV 0,5. Dabei entspricht die Härte der Decklage ungefähr der HV 30-Härte des Grundwerkstoffes im lösungsgeglühten Zustand (155 HV 0,5). Die Härten entlang der Wurzellage übertreffen die gemessenen Härten am Schweißzusatzwerkstoff. Die Wärmeeinflusszone zeigt ebenfalls keine spezifische Härte.

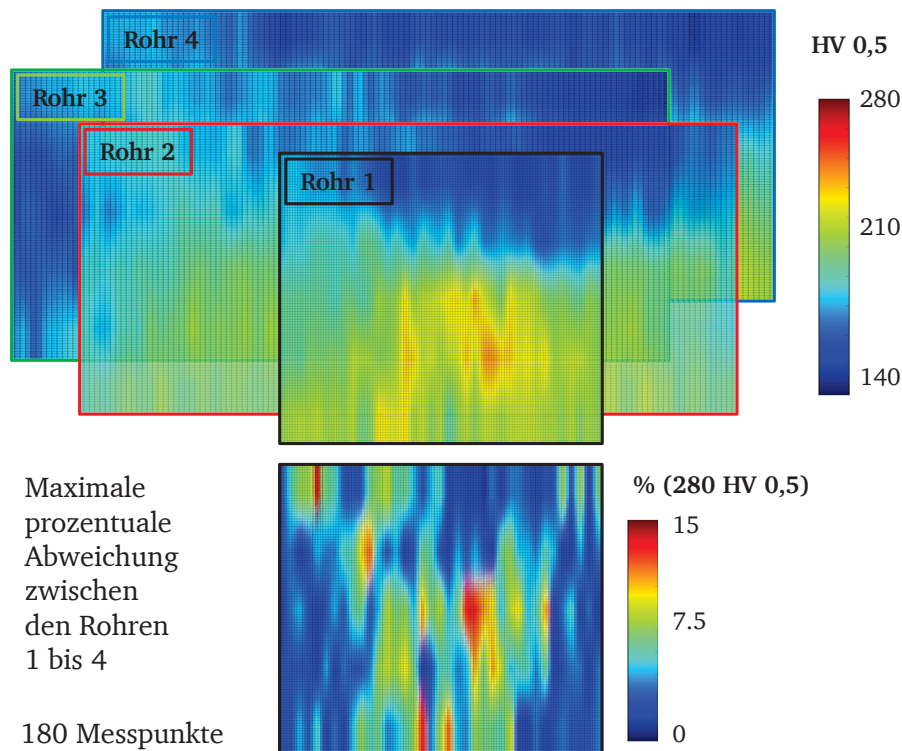


**Abbildung 5.4.2** Konturplots der Mikrohärte (HV 0,5) entlang der Schweißnähte von Rohr 2 bis 4.

Beim angewandten WIG-Schweißprozess kommt es beim Schweißen zu sehr hohen Abkühlgeschwindigkeiten des aufgeschmolzenen Schweißzusatzwerkstoff durch den Kontakt mit dem nicht vorgewärmten Grundwerkstoff. Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff werden aufgeschmolzen und durch das umliegende Material und deren Wärmeleitung direkt wieder abgekühlt. Aufgrund der sehr hohen Schweißtemperaturen stellt sich beim Schweißen ein lösungsgeglühter Zustand der Legierungen ein. Dieser Zustand lässt sich auch entlang der Decklagen feststellen und erklärt die Härtewerte wie beim reinen Grundwerkstoff. Die hohen Härtewerte in Richtung der Wurzellage sind prozessbedingt und entstehen durch das mehrlagige Schweißen. Durch die wiederholte Lagenbildung wird im Bereich der Schweißnahtwurzel wiederholt Wärme zugeführt, sodass sich stationär eine erhöhte Temperatur einstellt. Bei Temperaturen von größer 600 °C werden bei Austeniten Diffusionsvorgänge angeregt, welche die Karbidbildung und das Kornwachstum fördern. Entlang der Wurzellage ist eine ausgeprägtere Wärmeeinflusszone mit deutlichem Grobkorn sichtbar, siehe Abbildung 5.1.1. Harte Karbide, die sich in dieser Werkstoffkombination bilden können, sind Cr- und Nb-Karbide. Energiedispersive Röntgenanalysen (EDX) an verschiedenen Bereichen der Schweißnaht haben keine Konzentrationsunterschiede dieser Legierungselemente gezeigt. Die Mikrolegierungselemente Nb und Cr, die Größen im Nanometer-Bereich aufweisen sind nicht ohne Weiteres per Lichtmikroskop oder EDX-Analyse identifizierbar [11].

Bei allen vier Rohren zeigt sich annähernd die gleiche Härteverteilung, Abbildung 5.4.1 und 5.4.2. Dabei weist auch die Nachbearbeitung durch Überschleifen der Schweißnaht keinen Einfluss auf die Verteilung auf. Die gemessenen Härteverteilungen lassen sich vergleichend über-

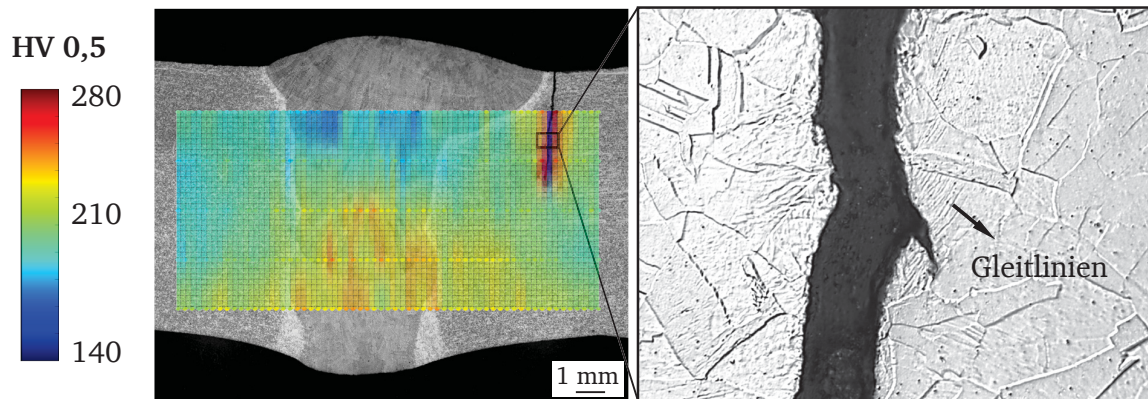
einanderlegen (Abbildung 5.4.3 oben) und eine maximale Abweichung zwischen allen Rohren bestimmen (Schnittmenge 4 x 180 Messpunkte), Abbildung 5.4.3 unten. Dabei ergibt sich, dass die maximale prozentuale Abweichung zwischen den vier Rohren kleiner als 15 % (Referenzwert 280 HV 0,5) beträgt. Der Mittelwert der Abweichung liegt dabei bei 4 %, was einem Absolutwert von 11 HV 0,5 entspricht. Die maximale prozentuale Abweichung der Mikrohärte aller vier Rohre legt dar, dass der automatisierte Schweißprozess bei gleichbleibenden Prozessparametern zu einer reproduzierbaren Härteverteilung führt.



**Abbildung 5.4.3** Überlagerung der Mikrohärte-Konturplots (HV 0,5) aller geschweißten Rohre und daraus abgeleitete maximale prozentuale Abweichung.

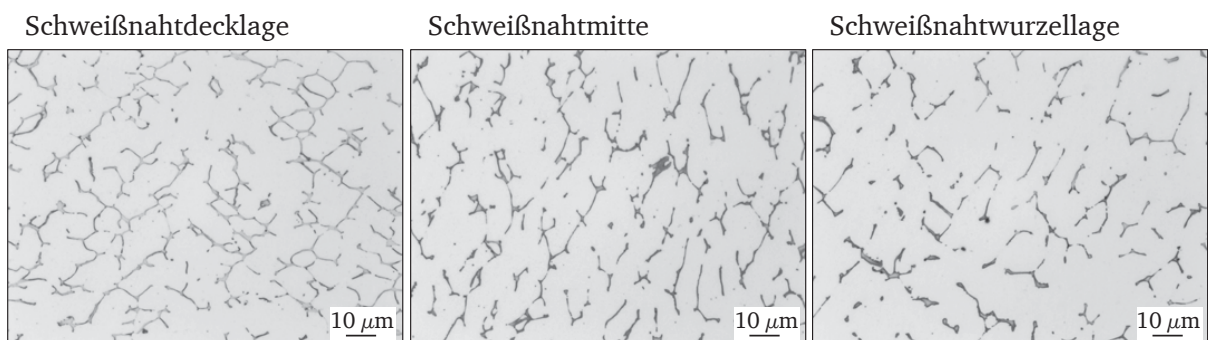
Des Weiteren wird die Mikrohärte einer Schweißnaht nach einem Ermüdungsversuch einer geschweißten Flachprobe gemessen, um zu überprüfen inwieweit die mechanische Belastung die Härteverteilung beeinflusst hat. Das charakteristische Härteprofil ist auch nach einer Beanspruchung deutlich wiederzuerkennen, Abbildung 5.4.4. Unmittelbar an den Rissflanken stellen sich hohe Härtewerte ein. Bei näherer Betrachtung zeigt sich entlang der Rissflanken (Abbildung 5.4.4 rechts) eine Anhäufung von Gleitlinien. Gleitlinien weisen auf Orte hoher plastischer Verformung hin.

Die Härteverteilungen entlang der Schweißnähte (Rohr 1 bis 4) sind mit und ohne mechanischer Vorbeanspruchung (Abbildungen 5.4.1, 5.4.2 und 5.4.4) annähernd gleich. Dabei stellt sich weiterhin die Frage, was für die prägnante Verteilung der Härte verantwortlich ist. Sigma-Phasen, die sich bevorzugt aus Delta-Ferrit bilden, konnten nicht unmittelbar festgestellt werden. Diese intermetallischen Phasen lassen sich mit Hilfe der Murikami-Ätzung sichtbar machen, Abbildung 5.4.5 und zeichnen sich durch sprödes Verhalten und hohe Härten aus [106].



**Abbildung 5.4.4** Konturplots der Mikrohärtigkeit (HV 0,5) entlang einer ermüdungsbeanspruchten Schweißnaht,  $\varepsilon_a = 0,26\%$  und  $N_A = 755$  Zyklen.

Im Schweißgut ist ausreichend Delta-Ferrit vorhanden, um diese Phase ausscheiden zu können. Die genaue Betrachtung von den drei wesentlichen Bereichen entlang der Schweißnaht (Decklage, Mittelteil und Wurzellage) zeigt keine oder eine beginnende Phasenumwandlung von Delta-Ferrit hin zu Sigma-Phasen. In der Decklage zeigt sich noch stark verzweigter Delta-Ferrit (hellgraue Färbung, kaum abgegrenzt), wohingegen in der Wurzellage kleine inselförmigen Sigma-Phasen (dunkelgraue Färbung, scharf abgegrenzt) zu erkennen sind. Dies lässt sich nur innerhalb der Schweißnaht feststellen, nicht aber im Grundwerkstoff, bei dem es auch zu einer deutlichen Härtesteigerung während des Schweißens kommt. Im Grundwerkstoff ist der Anteil an Delta-Ferrit zu gering, um Sigma-Phasen auszuscheiden. Der kritische Temperaturbereich zur Bildung von Sigma-Phasen ist werkstoffabhängig und entspricht dem Temperaturbereich zur Bildung von Karbiden zwischen  $550^\circ\text{C}$  und  $900^\circ\text{C}$ .

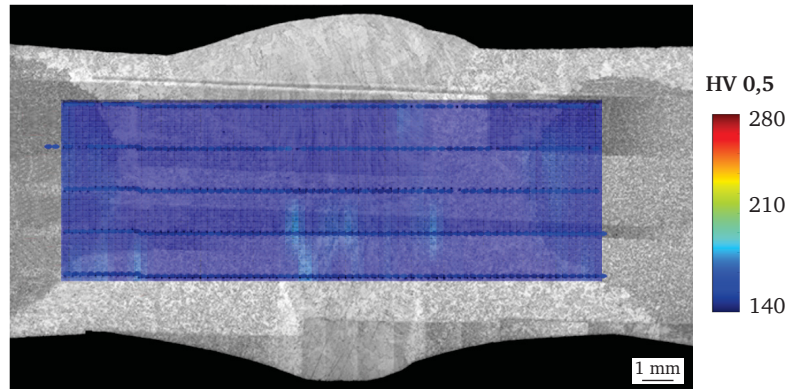


**Abbildung 5.4.5** Untersuchungen unterschiedlicher Schweißnahtbereiche auf Sigma-Phasen; Ätzung nach Murakami.

Um zu zeigen, dass eine mögliche Ursache zur Härtesteigerung entlang der Wurzellage Karbide sind, wird eine Schweißnaht erneut lösungsgeglüht ( $1060^\circ\text{C}/1\text{h}$ ) und anschließend in Wasser abgeschreckt. Anschließend wird wieder die Härteverteilung gemessen. Das Ergebnis zeigt, dass kein Bereich hoher Härte mehr vorhanden ist und sich durchgängig ein Niveau auf Grundwerkstoffshärte ( $155\text{ HV }30$ ) einstellt, Abbildung 5.4.6. Zur besseren Verdeutlichung wird dieselbe Skalierung wie in den Abbildungen 5.4.1 und 5.4.2 gewählt. Dadurch ergibt sich in der Abbildung 5.4.6 ein ausschließlich blau Färbung des Konturplots. Die Zeit des Lösungsglühens hat ausgereicht, damit sich die Karbide wieder vollständig in Lösung befinden. Jedoch ist in der Abbildung 5.4.6 auch zu sehen, dass die Grobkornbildung, ausgehend von der Schweißnaht, deutlich



vorangeschritten ist. Ein Einfluss der unterschiedlichen Korngröße und -struktur auf die Härte ist auch hier nicht festzustellen.



**Abbildung 5.4.6** Konturplots der Mikrohärtigkeit (HV 0,5) nach dem Lösungsglühen (1060 °C/1h) der Schweißnaht mit anschließendem Abschrecken in Wasser.

Das Lösungsglühen einer Schweißnaht und die erneute Härteprüfung hat gezeigt, dass die Härtesteigerung vermutlich von Karbiden herrührt. Karbide wie die Mikrolegierungselemente Nb und Cr, die Größen im Nanometer-Bereich aufweisen sind nicht ohne Weiteres per Lichtmikroskop oder EDX-Analyse identifizierbar [11]. Die Härteverteilung entlang der Schweißnaht kann nicht mit den einzelnen Werkstoffbereichen der Schweißnaht in Beziehung gesetzt werden. Damit stellt sich die Frage, wie die Verteilung der zyklischen Werkstoffeigenschaften aussieht und ob die Härteverteilung genutzt werden kann, um Bereiche für lokale zyklische Werkstoffeigenschaften festzulegen.

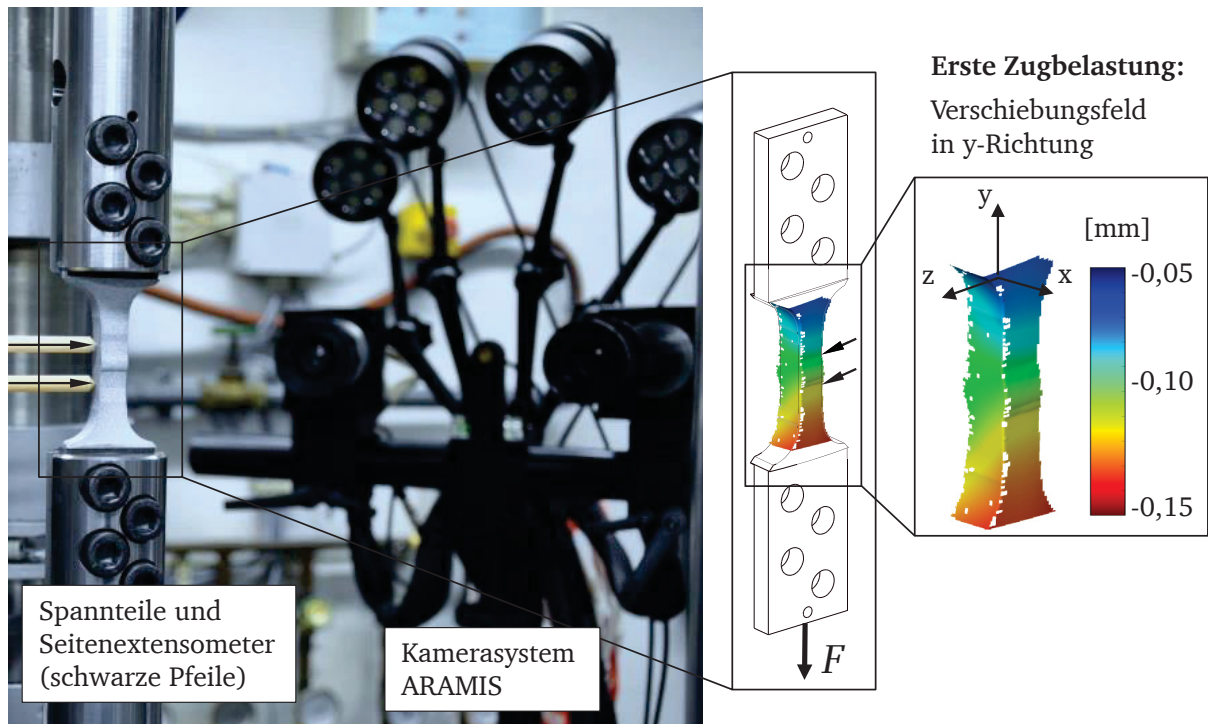
## 5.5. Zyklische Versuchsdurchführung

### 5.5.1. Versuchsaufbau

Zur Beschreibung der zyklischen Werkstoffeigenschaften werden Versuche an homogenen Werkstoffproben und geschweißten bauteilnahen Proben durchgeführt. Als Erweiterung und zur lokalen Analyse der Eigenschaften wird ein hochauflösendes Kamerasystem genutzt. Abbildung 5.5.1 zeigt den Aufbau des Kamerasystems vor dem Dehnwechsel-Versuchsstand zur Durchführung der zyklischen Ermüdungsversuche.

Zwischen den Spannteilen der Prüfmaschine für die Rohrsegmentproben liegt die Prüfzone, die für die optische Dehnungsfeldmessung entsprechend präpariert ist. Die kontrastreiche Schwarz-Weiß-Präparation der Probe besteht aus einer Titan-Oxid-Grundierung und einem zufällig Muster aus Eisen-Oxid, das mit Hilfe einer Airbrush-Pistole aufgetragen wird. Die Rohrsegmentproben sind mit jeweils vier Schrauben an den jeweiligen Spannteilen fixiert. Mit zwei schwarzen Pfeilen sind die Keramikstangen des physischen Seitenextensometers hervorgehoben. Mit dem Extensometer wird die Längenänderung innerhalb der Prüfzone geregelt. In der Mitte der Abbildung 5.5.1 ist schematisch die Probe aus der Sicht des Kamerasystems dargestellt. Gemessen wird nur der Bereich der Prüfzone. Exemplarisch ist dazu das gemessene Verschiebungsfeld in Lastrichtung dargestellt. Die y-Achse des Koordinatensystems entspricht der Belastungsrichtung. Die servo-hydraulische Dehnwechsel-Prüfmaschine hat eine Maximalkraft von  $\pm 100$  kN.

Die Kraftmessung erfolgt direkt am Kolben mit Hilfe kalibrierter Kraftmessdosen. Der Kolben ist hydraulisch gelagert und bringt nach den Vorgaben des Seitenextensometers die globale Verschiebung auf.



**Abbildung 5.5.1** Versuchsaufbau für zyklische einachsige Dehnwechselversuche an Rohrsegmentproben mit dem optischen Messsystem zur Bestimmung lokaler Verschiebungs- und Dehnungsgrößen.

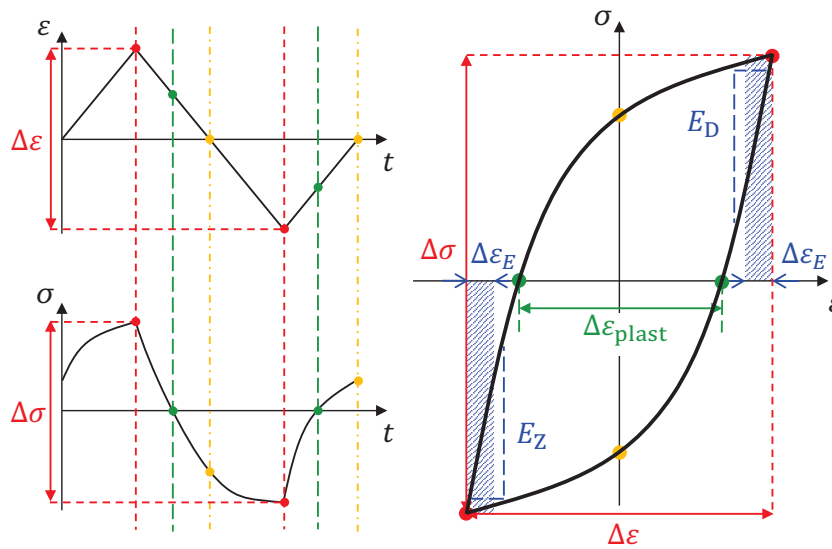
Zur reinen Werkstoffcharakterisierung (Grundwerkstoff und Schweißgut) kommen Rundproben zum Einsatz, die mit Einschraubgewinden im Laststrang fixiert werden. Eine Druckstange, die plan auf die eingeschraubte Stirnseite der Probe drückt, reduziert dabei das Gewindenspiel. Um den Einfluss von Biegung auf die Rundproben weiter zu reduzieren, erfolgt eine Abstimmung der Versuchsanordnung mit Hilfe zusätzlicher Biegedehnungsmessungen nach den Normen ASTM E1012-14 sowie ISO 23788:2012.

### 5.5.2. Versuchsauswertung

In Anlehnung an Abbildung 3.1.1 sind in Abbildung 5.5.2 alle wesentlichen Auswertgrößen dargestellt, die im nachfolgenden Ergebnisteil näher beschrieben werden.

Bei den Versuchen handelt es sich überwiegend um dehnungsgeregelte Dehnwechsel-Versuche mit einem Mitteldehnungsverhältnis von  $R_\epsilon = -1$ . Der Zyklus in Dehnungsregelung entspricht einem Dreieckszyklus mit annähernd linearen Rampen und einer für den Versuch festen Dehnschwingweite  $\Delta\epsilon$ . Als Resultat der geregelten Längenänderungen  $\Delta L$  lässt sich während des Versuchs die Kraft  $F$  messen und mit Hilfe der vorher ermittelten Querschnittsfläche  $A$  nach Gleichung (A.1) in die Spannung  $\sigma$  umrechnen. Nennspannungen und -dehnungen werden nach den Gleichungen (A.3) und (A.4) von technische in wahre Größen umgerechnet. Weitere Kenngrößen ergeben sich aus den Nulldurchgängen der Spannungs- und Dehnungs-Zeitverläufe, siehe Abbildung 5.5.2 links. Werden die Spannungen über die Dehnungen aufgetragen, ergibt sich

die sogenannte Spannungs-Dehnungs-Hysteresese, Abbildung 5.5.2 rechts, die sich grob in einen aufsteigenden und abfallenden Hysteresenast unterteilen lässt. Die Dehnungswerte beider Äste bei  $\sigma = 0$  ergeben zusammen in guter Näherung den plastischen Dehnungsanteil  $\Delta\varepsilon_{\text{plast}}$ . Gegenüber anderer Verfahren zur Ermittlung des plastischen Dehnungsanteils, zum Beispiel durch den Schnittpunkt der Elastizitätsmodul-Geraden mit der Dehnungsachse bei  $\sigma = 0$ , ergeben sich kleinere plastische Dehnungen und werden damit gegebenenfalls zu gering abgeschätzt. Eine Gegenüberstellung der Verfahren in Abschnitt 5.6 zeigt, dass die Abweichung sehr gering ist und damit vernachlässigt werden kann. Mit Gleichung (3.1) wird aus der Dehnungsschwingweite  $\Delta\varepsilon$  und dem plastischen Dehnungsanteil  $\Delta\varepsilon_{\text{plast}}$  der elastische Dehnungsanteil  $\Delta\varepsilon_{\text{elast}}$  bestimmt. Äquivalent zum plastischen Dehnungsanteil lässt sich auch die Spannung beim Nulldurchgang der Dehnungen  $\varepsilon = 0$  ermitteln.



**Abbildung 5.5.2** Allgemeine Auswertgrößen einer Spannungs-Dehnungs-Hysteresese und Bestimmung des zyklischen Elastizitätsmoduls.

Zu Beginn des druck- und zugbeanspruchten Hysteresenasts wird entlang eines vordefinierten Dehnungsbereichs  $\Delta\varepsilon_E$  eine Best-Fit-Gerade (Kleinste Fehlerquadrate) und darüber die dortige Steigung ermittelt. Der Dehnungsbereich beträgt 0,1 % und ergibt sich aus dem Kompromiss ausreichend vieler Datenpunkte für den Geraden-Fit zu haben und möglichst geringe Abweichungen zu der ermittelten Geraden aufzuweisen. Abweichungen entstehen, wenn der Bereich zu Groß gewählt wird und die Gerade bereits an einem leicht nichtlinearen Verlauf angepasst wird. Die Auswertungsmethode ist angelehnt an den Code of Practice [28] für die Datenerhebung von zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurven. Der Mittelwert aus den Steigungen beider Hysteresenäste eines Zyklus repräsentiert den in dieser Arbeit so benannten zyklischen Elastizitätsmodul. Zusammengefasst sind die wesentlichen Kenngrößen, die automatisiert nach einheitlichen Kriterien für jeden Versuch und jeden aufgenommenen Zyklus bestimmt werden:

- die Dehnungsschwingweite  $\Delta\varepsilon$ ,
- die Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma$ ,
- der plastische Dehnungsanteil  $\Delta\varepsilon_{\text{plast}}$ ,
- der elastische Dehnungsanteil  $\Delta\varepsilon_{\text{elast}}$  und
- der zyklische Elastizitätsmodul.

Ein Versuch gilt als beendet, und hat damit die Anrisswechselzahl  $N_A$  erreicht, wenn das 5 % Lastabfallkriterium erfüllt ist. Der Lastabfall wird automatisiert für jeden Versuch einheitlich ermittelt. Dabei wird eine Ausgleichsgerade in einem festen normierten Zyklenbereich  $N/N_{\text{Bruch}}$  im Intervall von  $\left[\frac{1}{3}; \frac{7}{10}\right]$  aller Spannungsamplituden  $\Delta\sigma/2$  ermittelt und um 5 % verschoben. Der Schnittpunkt der Datenpunkte mit der Ausgleichsgeraden bestimmt anschließend das Versuchsende. Das gewählte Intervall ist mit der bisher gängigen manuellen Vorgehensweise zur Ermittlung der Anrisswechselzahl validiert worden.

Nachfolgend werden die Ergebnisse und Erkenntnisse aus den durchgeführten einachsigen Dehnwechsel-Versuchen bei Raumtemperatur beschrieben. Die Ergebnisse beschränken sich auf die Beschreibung der „globalen“ Versuchsergebnisse und beinhalten noch keine lokale Analyse mittels optischer Messverfahren. Das bedeutet es werden zunächst nur die Ergebnisse vorgestellt, die an einem standardisierten Ermüdungsversuch generiert werden. Im ersten Teil werden die einzelnen Werkstoffe, austenitischer Grundwerkstoff und Schweißzusatzwerkstoff, separat betrachtet. In einem zweiten Teil wird die geschweißte Werkstoffkombination anhand der verschiedenen Probenotypen (Abbildung 5.3.1 und 5.3.2) charakterisiert.

## 5.6. Versuchsergebnisse an homogenen LCF-Rundproben

Eine Gesamtübersicht, wie viele Werkstoffversuche bei welcher Dehnungsschwingweite durchgeführt worden sind, bietet Tabelle 3. Für eine bessere Übersicht sind die einzelnen Werkstoffe **aRF**, **aRK** und **aRI** farblich kodiert, was für die weiterführenden Abbildungen beibehalten wird. Die untersuchten Dehnungsschwingweiten reichen von 0,28 % bis 2 %. Bei Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon \geq 0,72\%$  beträgt die Belastungsgeschwindigkeit 6 (%/min). Darunter wird eine feste Belastungsfrequenz von 2 Hz eingestellt, um bei entsprechend hoher Anrisswechselzahl vertretbare Versuchsdauern zu generieren. Pro Zyklus werden unabhängig von der Dehnungsschwingweite ca. 400 Datenpunkte aufgenommen, wobei die Spitzenwerte (Minimum und Maximum pro Zyklus) separat über ein Gradientenverfahren erkannt werden.

**Tabelle 3** Übersicht der dehnungsgeregelten Werkstoffversuche bei Raumtemperatur.

$\Delta\varepsilon$ in %	$\dot{\varepsilon}$ in %/min	$f$ in Hz	$T$ in s	$R_\varepsilon$	Anzahl		
					<b>aRF</b>	<b>aRK</b>	<b>aRI</b>
2	6	0,025	40	-1	5	-	-
1,56	6	0,032	31,3	-1	3	1	1
1,02	6	0,049	20,4	-1	3	3	-
0,72	6	0,069	14,5	-1	2	1	1
0,52	124,8	2	0,5	-1	3	1	-
0,32	76,8	2	0,5	-1	2	1	2
0,28	67,2	2	0,5	-1	1	-	-
$\Sigma :$					19	7	4

### 5.6.1. Grundwerkstoff X6CrNiNb18-10

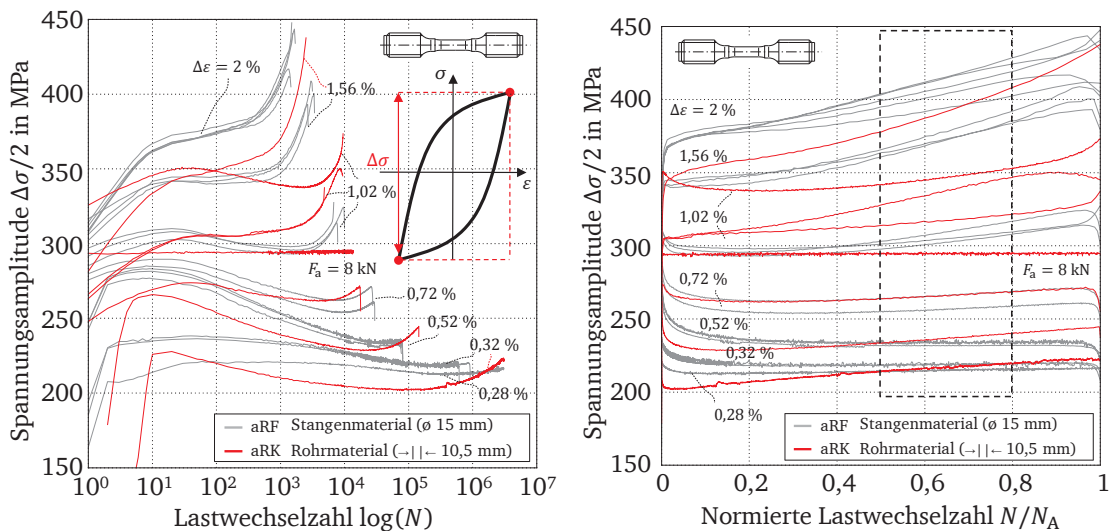
Vor der lokalen Charakterisierung der Schweißnähte wird der reine Rohrwerkstoff **aRK** untersucht. Der gleiche Werkstoff als Stangenmaterial **aRF** wird zu Vergleichszwecken herangezogen.

Insgesamt werden am Grundwerkstoff (aRK und aRF) 26 dehnungsgeregelte Versuche auf 7 Dehnungsniveaus durchgeführt, siehe Tabelle 3. Hinzu kommt ein weiterer kraft geregelter Versuch am Rohrwerkstoff mit einer Kraftamplitude von  $F_a = \pm 8 \text{ kN}$  und einer Prüfgeschwindigkeit von  $\dot{F} = 1,6 \text{ kN/min}$ . Der kraft geregelte Versuch soll zeigen, dass der elastische Dehnungsanteil nach dem Hooke'schen Gesetz proportional zur Spannung bzw. zur geregelten Kraft ist und damit innerhalb dieses Versuchs annähernd konstant bleibt.

In Anlehnung an Abschnitt 5.5.2 sind in den nachkommenden Abbildungen schematische Darstellungen der Auswertegrößen einer Spannungs-Dehnungs-Hysterese, entsprechend der Abbildung 5.5.2 hinzugefügt.

### Spannungsverläufe

In der Abbildung 5.6.1 links sind die halben Spannungsschwingweiten (Spannungsamplituden) dargestellt, die sich wiederum aus der maximalen und minimalen Spannung innerhalb eines Lastwechsels (Zyklus) ergeben. Die 7 Versuche am Rohrwerkstoff **aRK** sind rot hervorgehoben. Die resultierenden Spannungsamplituden  $\Delta\sigma/2$  des Werkstoffs als Spitzenwertantwort auf die Dehnungsvorgabe staffeln sich entsprechend der vorgegebenen Dehnungsschwingweite, Abbildung 5.6.1.

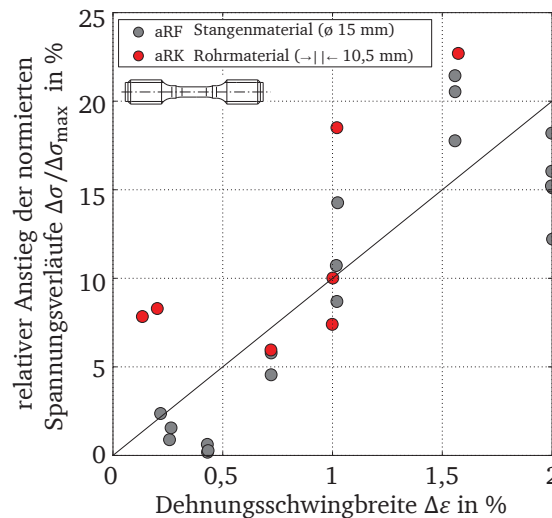


**Abbildung 5.6.1** Verläufe der Spannungsamplituden über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff.

Bei gleicher Dehnungsschwingweite zeigen die Spannungsamplituden beider Werkstoffe aRK und aRF ähnliches zyklisches Ver- und Entfestigungsverhalten. Weiterhin zeigt sich innerhalb eines Werkstoffs eine gute Reproduzierbarkeit der Ergebnisse anhand einzelner Wiederholungsversuche. Um zu verdeutlichen, dass der Werkstoff über der gesamten Lebensdauer unabhängig von der Dehnungsschwingweite vorwiegend verfestigt, ist die Spannungsamplitude über der normierten Lastwechselzahl aufgetragen, Abbildung 5.6.1 rechts. Der relative Anstieg der Spannungsverläufe lässt sich durch die Steigung einer Best-Fit-Gerade darstellen. Hierbei ist ein Bewertungsbereich von  $N = [0,5; 0,8] \cdot N_A$  für alle Versuche festgelegt worden. Zur einheitlichen und vergleichbaren Darstellung werden die Spannungsamplituden normiert und die resultierenden Steigungen über die zugehörigen festen Dehnungsschwingweiten dargestellt Abbildung 5.6.2.



Die relativen Anstiege zeigen den zunehmenden Trend der Verfestigung mit steigender Dehnungsschwingweite unabhängig von den beiden untersuchten Werkstoffchargen. Bei hohen Dehnungsschwingweiten ist ein relativer Anstieg von über 20 % bei Dehnungsschwingweiten  $\Delta\epsilon > 1,5\%$  zu verzeichnen. Von dem austenitischen Werkstoff X6CrNiNb18-10 ist bekannt, dass bei hoher Verformung eine verformungsinduzierte Martensitbildung einsetzt, siehe Abschnitt 3.3. Diese Gefügeänderung führt zu einem Anstieg der Festigkeit in Abhängigkeit von der Vorbeanspruchung. Die Martensitbildung lässt sich auch durch die entstehenden magnetischen Eigenschaften anhand eines einfachen Magneten überprüfen.



**Abbildung 5.6.2** Steigungen der Spannungsamplituden über den geregelten Dehnungsschwingweiten aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff.

An den geprüften Proben mit hohen Dehnungsschwingweiten  $\Delta\epsilon > 0,72\%$  lassen sich magnetische Eigenschaften mit einem einfachen Magneten feststellen. Tabelle 4 zeigt eine grobe Einteilung, wie sich die magnetischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der Dehnungsschwingweite verändern. Mit zunehmender Dehnungsschwingweite, steigen tendenziell die magnetischen Eigenschaften und damit auch die Martensitbildung, was durch die einschlägige Literatur [39, 40, 41, 43] bestätigt wird.

**Tabelle 4** Übersicht über die magnetischen Eigenschaften zyklisch geprüfter Proben.

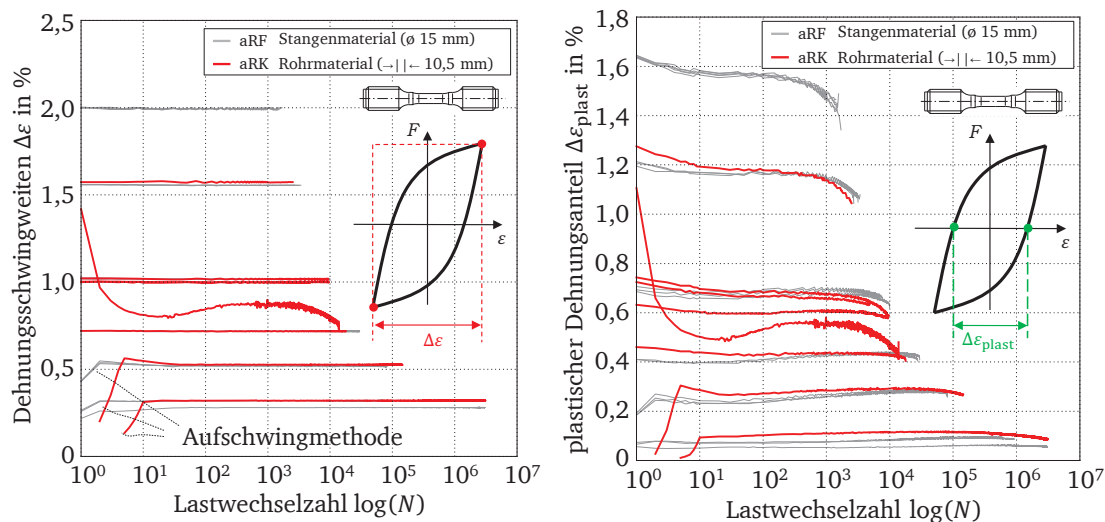
$\Delta\epsilon$ in %:	2	1,56	1,02	0,72	0,52	0,32	0,28
nicht magnetisch	-	-	-	-	✓	✓	✓
schwach magnetisch	-	-	✓	✓	-	-	-
stark magnetisch	✓	✓	-	-	-	-	-

An den Verläufen der Spannungsamplituden lassen sich zusammenfassend die folgenden Erkenntnisse festhalten:

- eine anfängliche zyklische Entfestigung und somit die Abnahme der Spannungsamplitude tritt überwiegend bei Dehnungsschwingweiten  $\Delta\epsilon < 1\%$  auf,
- eine zyklische Verfestigung und somit die Zunahme der Spannungsamplitude tritt bei allen Dehnungsschwingweiten auf und
- mit zunehmender Dehnungsschwingweite steigt der Anteil der Verfestigung und somit die Steigung der Spannungsamplitude.

### Dehnungsverläufe

Neben den Spannungsamplituden sind zur Kontrolle der Versuchsdurchführung die Dehnungsschwingweiten von Interesse. Bei einer dehnungskontrollierten Versuchsdurchführung sollten diese Spitzenwerte dem eingestellten Wert entsprechen. Bis auf den kraftregulierten Versuch, haben alle Versuche über der gesamten Lebensdauer eine konstante Dehnungsschwingweite, Abbildung 5.6.3 links.

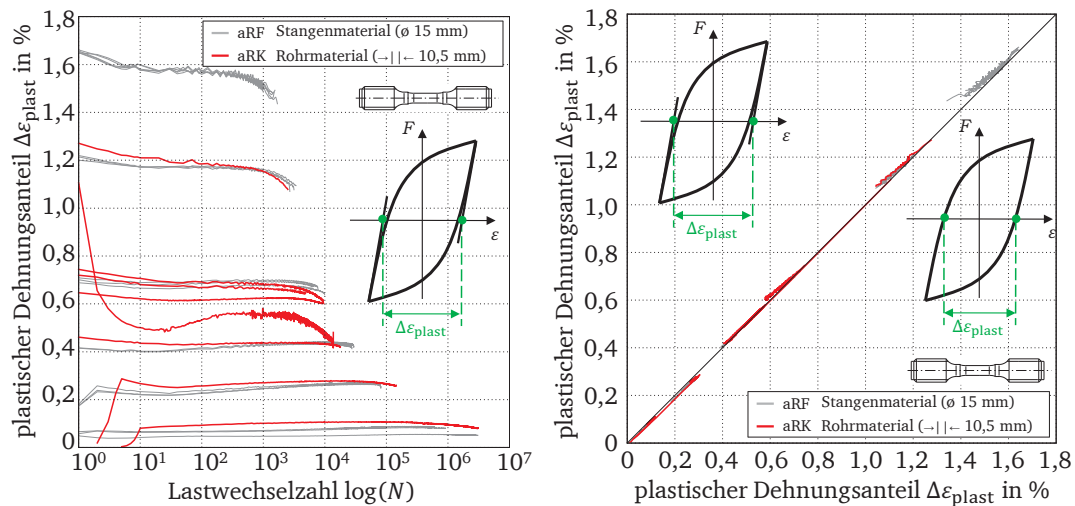


**Abbildung 5.6.3** Verläufe der Dehnungsschwingweiten und plastischen Dehnungsanteilen über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff.

Die Versuche mit einer Prüffrequenz von 2 Hz ( $\Delta\epsilon \leq 0,52\%$ ) zeigen ein anfängliche Anstieg im Verlauf der Dehnungsschwingweite, die aus einer Aufschwingmethode innerhalb der ersten paar Zyklen resultiert. Das Aufschwingen ermöglicht durch das sukzessive Erhöhen der Dehnungsschwingweite eine zyklische Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit bis auf die gewünschte Prüfgeschwindigkeit innerhalb der ersten Zyklen. Damit werden Reglerprobleme durch eine zu schnelle Startgeschwindigkeit vermieden. Der kraftregulierte Versuch zeigt eine hohe anfängliche Dehnungsschwingweite, die sich innerhalb der ersten 10 Zyklen schnell auf ein annähernd gleichbleibendes Dehnungsniveau reduziert.

Der plastische Dehnungsanteil, der sich an den Kraft-Nulldurchgängen der Kraft-Dehnungs-Hysterese ergibt, zeigt bei den durchgeführten Versuchen vorwiegend einen kontinuierlichen Abfall, Abbildung 5.6.3 rechts. Die beiden untersuchten Chargen zeigen annähernd gleiche Verläufe bei vergleichbarer Dehnungsschwingweite.

Der plastische Dehnungsanteil einer Hysterese kann auch über die Schnittpunkte der beiden abgeleiteten Geraden für den zyklischen Elastizitätsmodul mit der Dehnungsachse bei  $\sigma = 0$  ermittelt werden. Dadurch ergeben sich annähernd die gleichen Verläufe, Abbildung 5.6.4 links. Eine direkte Gegenüberstellung beider Verfahren zeigt wie erwartet, dass die über den E-Modul ermittelten plastischen Dehnungen tendenziell größer ausfallen als die plastischen Dehnungen ermittelt beim einfachen Kraft-Null-Durchgang, Abbildung 5.6.4 rechts. Die Abweichung steigt mit zunehmender Dehnungsschwingweite, was ebenfalls der Erwartung entspricht. Absolut gesehen fällt die maximale Abweichung mit 0,06 % bei einer Dehnungsschwingweite von  $\varepsilon = 2\%$ , das entspricht 3 % Abweichung, sehr gering aus und beide Auswertverfahren können für diesen Werkstoff somit als vergleichbar angesehen werden.



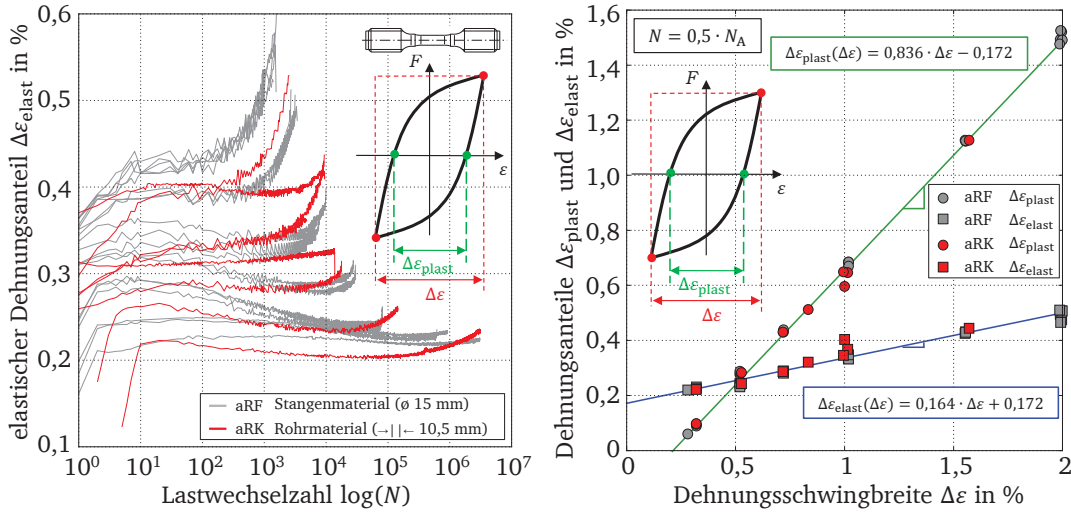
**Abbildung 5.6.4** Verläufe der plastischen Dehnungsanteile bestimmt mit Hilfe des Elastizitätsmodul und Gegenüberstellung der unterschiedlich ermittelten plastischen Dehnungsanteile im 45°-Schaubild.

Hervorzuheben sind die Verläufe der elastischen Dehnungsanteile, welche sich aus den ermittelten plastischen Dehnungsanteilen und der vorgegebenen Dehnungsschwingweite ergeben. Die Verläufe der elastischen Dehnungsanteile spiegeln die Verläufe der Spannungsspitzenwerte wieder und werden später noch genutzt, um die Verläufe der Elastizitätsmoduln zu bestimmen, siehe Abbildung 5.6.5 links mit 5.6.1.

Somit zeigt sich bei allen Versuchen der direkte Zusammenhang nach dem Hooke'schen Gesetz zwischen dem elastischen Dehnungsanteil und der zugehörigen Spannungsantwort des Werkstoffs, siehe auch Gleichung (3.2).

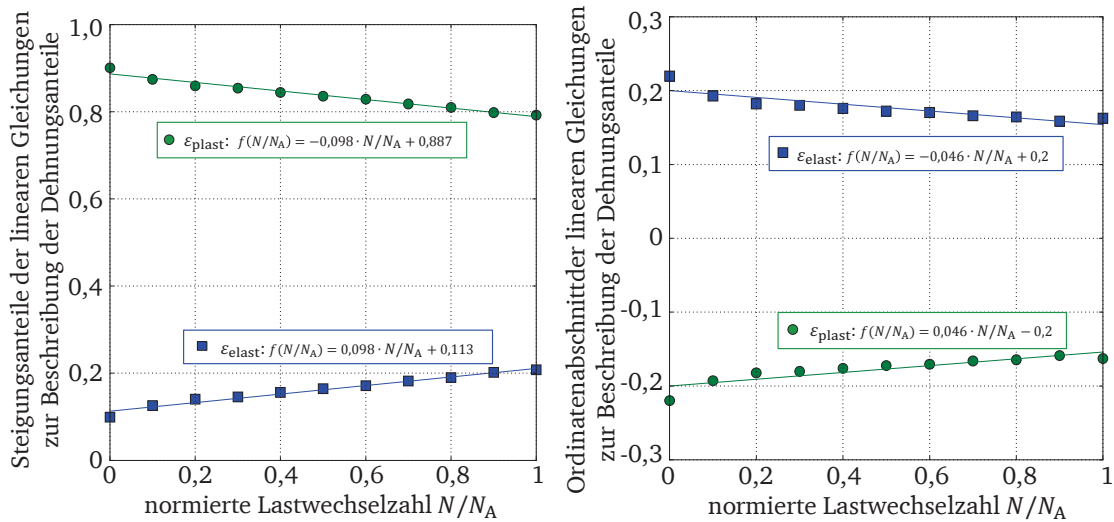
Um zu überprüfen, wie die Dehnungsanteile von der gewählten Dehnungsschwingweite abhängen werden in Anlehnung an Abbildung 5.6.2 die beiden Dehnungsanteile  $\varepsilon_{\text{elast}}$  und  $\varepsilon_{\text{plast}}$  über die Dehnungsschwingweite  $\Delta\varepsilon$  bei halber Anrisswechselzahl  $N = 0,5 \cdot N_A$  dargestellt. Die Betrachtung des Werkstoffzustandes bei halber Anrisswechselzahl ist ein gängiges Vorgehen, da dort von einem stabilisierten Werkstoffzustand ausgegangen wird. Hierbei zeigen sich lineare Zusammenhänge zwischen den aufgetragenen Dehnungsschwingweiten und den jeweiligen Dehnungsanteilen, Abbildung 5.6.5 rechts. Mit steigender Dehnungsschwingweite steigt wie erwartet der plastische Dehnungsanteil an, wobei Plastizität erst ab einer gewissen Dehnungsschwingweite einsetzt. Dass der elastische Dehnungsanteil eine Abhängigkeit von der Dehnungsschwingweite

zeigt, spiegelt die unterschiedliche Verfestigung bei zunehmender Dehnungsschwingweite wieder. Die Verfestigung setzt sich hierbei aus einem kinematischen und einem isotropen Anteil zusammen, wobei der isotrope Anteil eine Veränderung der Fließbedingung berücksichtigt. Der lineare Zusammenhang zur Beschreibung der einzelnen Dehnungsanteile ist hierbei als einfachster Ansatz gewählt worden.



**Abbildung 5.6.5** Verläufe der elastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff und elastische und plastische Dehnungsanteile über den geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl.

Der elastische Dehnungsanteil geht gegen Null, wenn die gesamte Dehnungsschwingweite gegen Null geht, sodass ein Exponentialansatz (zum Beispiel eine Wurzelfunktion) der Form (A.37) und (A.38) besser geeignet wäre, um diesen Aspekt abzubilden. Da der lineare Ansatz jedoch einfacher in Anwendung ist, auch für weiterführende Anwendungen und keine Abweichungen zu den Experimenten zu erkennen sind, die durch einen Exponentialansatz behoben wären, wird im Folgenden mit dem linearem Ansatz gearbeitet. Die unabhängig voneinander bestimmten linearen Zusammenhänge (siehe die Gleichungen in der Abbildung 5.6.5 rechts) zwischen den Dehnungsanteilen und der Dehnungsschwingweite führen bei der Summation beider Gleichungen entsprechend Gleichung (3.1) zu einem konsistenten Ergebnis. Die plastischen Dehnungsanteile beginnen erst bei einer Dehnung von  $\Delta\epsilon = 0,21\%$  zu wachsen, was in diesem Fall als kleinste Fließdehnung gewertet werden kann. Abbildung 5.6.5 rechts stellt nur eine Momentaufnahme bei halber Anrisswechselzahl  $N = 0,5 \cdot N_A$  dar und beschreibt nicht das vollständige Verhalten. Um zu überprüfen, wie sich die Dehnungsanteile über der gesamten Lebensdauer verhalten, lassen sich die „linearen“ Anpassungen, wie in Abbildung 5.6.5 rechts, für weitere Stützstellen der normierten Lebensdauer  $N/N_A$ , im Intervall  $[0; 1]$  mit einer Schrittweite von 0,1 durchführen und die jeweilige Parameter der Geradengleichung  $f(x) = m \cdot x + n$  bestimmen. Die ermittelten Parameter Steigung  $m$  und Ordinatenabschnitt  $n$  der Geradengleichungen lassen sich anschließend über die normierte Lebensdauer darstellen, Abbildung 5.6.6. Zum Beispiel ergibt sich für den Fall des plastischen Dehnungsanteils für  $N = 0,5/N_A$  eine Geradengleichung von  $\Delta\epsilon_{\text{plast}}(\Delta\epsilon) = 0,836 \cdot \Delta\epsilon - 0,172$ , siehe Abbildung 5.6.5 rechts. Hierin entspricht 0,836 dem Steigungsanteil und -0,172 dem Ordinatenabschnitt, die in Abbildung 5.6.6 als Datenpunkte enthalten sind.



**Abbildung 5.6.6** Steigungsanteile und Ordinatenabschnitte der elastischen und plastischen Dehnungsanteile über die gesamte Lebensdauer aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff.

Es zeigt sich, dass mit zunehmender Lebensdauer die Geraden zur Beschreibung der plastischen Dehnungsanteile immer flacher verlaufen und umgekehrt die Geraden der elastischen Anteile im gleichen Maße steiler verlaufen, Abbildung 5.6.6 links. Die Schnittpunkte mit der Ordinate (Ordinatenabschnitt) verlaufen für beide Dehnungsanteile ebenfalls entgegengesetzt, Abbildung 5.6.6 rechts. Die ermittelten Standardabweichungen zu den Datenpunkten der Geradengleichungen sind prozentual durchgängig mit Werten kleiner 5 % zu vernachlässigen. Die Beschreibung der Parameter der Geradengleichungen über die gesamte Lebensdauer ist wiederum durch einzelne Geradengleichungen (enthalten in den jeweiligen Abbildung 5.6.6) möglich und erlaubt eine ganzheitliche Erfassung des elastisch-plastischen Verhaltens des Werkstoffs. Die vier resultierenden Geradengleichungen in Abbildung 5.6.6 bilden das Verhalten linear ab und führen bei der Summation beider Gleichungen entsprechend Gleichung (3.1) wiederholt zu einem konsistenten Ergebnis. Abschließend lassen sich zu den Dehnungsverläufen die folgende Erkenntnisse zusammenfassen:

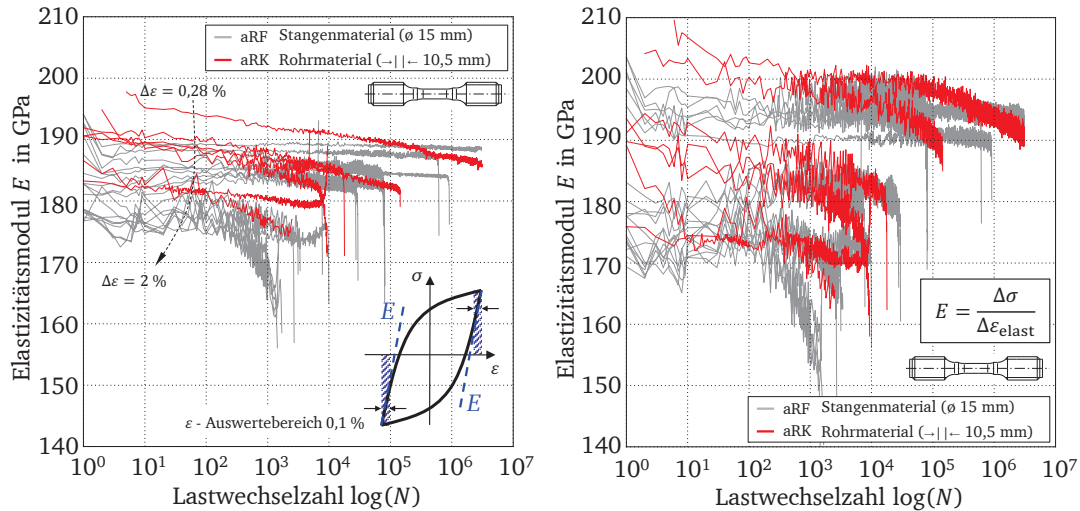
- die Verläufe des elastischen Dehnungsanteils  $\Delta\epsilon_{\text{elast}}$  verlaufen, entsprechend dem Hooke'schen Gesetz qualitativ wie der zugehörige Verlauf der Spannungsamplitude und
- die einzelnen Dehnungsanteile  $\Delta\epsilon_{\text{elast}}$  und  $\Delta\epsilon_{\text{plast}}$  lassen sich in Abhängigkeit zur geregelten Dehnungsschwingweite über die gesamte Lebensdauer linearisiert darstellen.

### Zyklischer Elastizitätsmodul

Als letzte Werkstoffkenngröße lässt sich der in dieser Arbeit so benannte zyklische Elastizitätsmodul für jeden Zyklus ermitteln. Der zyklische Elastizitätsmodul entspricht der angenäherten Steigung im linear elastischen Bereich der zug- und druckbeanspruchten Hysteresenäste und ist während des Ermüdungsversuchs stark abhängig von der Schädigung des Werkstoffs [107, 108, 109, 110], siehe Abschnitt A.4. Der zyklische Elastizitätsmodul, der die momentane Steifigkeit der Probe ausdrückt, ist vom tatsächlichen Elastizitätsmodul, der werkstoffmechanisch eine Werkstoffkonstante darstellt und sich nicht verändert, zu trennen.

Der zyklische Elastizitätsmodul kann einerseits, wie in Abschnitt 5.5.2 beschrieben, aus einer Best-Fit-Geraden im vordefinierten Dehnungsbereich ermittelt werden. Andererseits lässt sich

der Proportionalitätsfaktor aus den ermittelten Spannungsverläufen und den Verläufen der elastischen Dehnungsanteile bestimmen. Im Idealfall ergeben sich die gleichen Ergebnisse, siehe Abbildung 5.6.7.

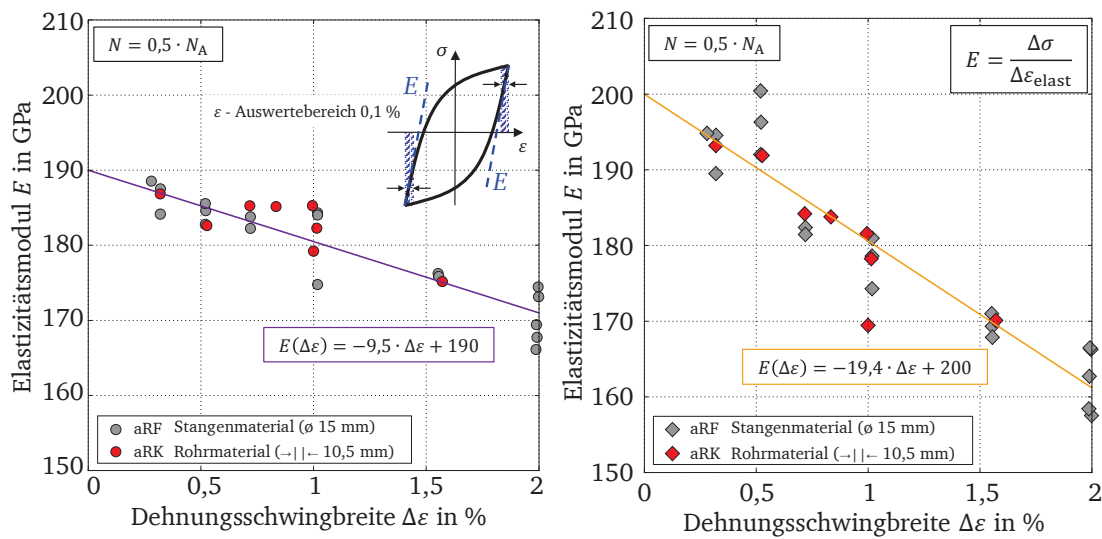


**Abbildung 5.6.7** Verläufe aller Elastizitätsmoduln über der Lastwechselzahl, bestimmt aus der Steigung einer Best-Fit-Geraden und berechnet aus Spannung und elastischer Dehnung am Grundwerkstoff.

Unabhängig vom Auswerteverfahren sinkt der zyklische Elastizitätsmodul mit zunehmender Lastwechselzahl. Weiterhin zeigt sich eine Abhängigkeit der zyklischen Steifigkeit von der geregelten Dehnungsschwingweite. Beide Beobachtungen decken sich mit der Schädigungstheorie von LEMAITRE ET AL. [110], siehe Abschnitt A.4. Quantitative Unterschiede zwischen dem Elastizitätsmodul als Best-Fit und der berechneten Variante ergeben zum einen aus dem vordefinierten Dehnungsbereich, in dem der Elastizitätsmodul entlang der Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bestimmt wird, und zum anderen aus der Genauigkeit mit welcher der elastische Dehnungsanteil bestimmt werden kann, siehe Abbildung 5.6.5. Eine Änderung des vordefinierten Best-Fit-Dehnungsbereichs führt unmittelbar zu abweichenden Ergebnissen. Daher ist das Kriterium des Dehnungsbereichs in Abbildung 5.6.7 links mit 0,1 % angegeben. Zwar verlaufen die nach Gleichung (3.1) berechneten Elastizitätsmoduln „verrauschter“ (Abbildung 5.6.7 rechts), lassen sich aber unabhängig von einem zusätzlichen Kriterium bestimmen und sollten daher unabhängig von einem Benutzer gleich bestimmt werden.

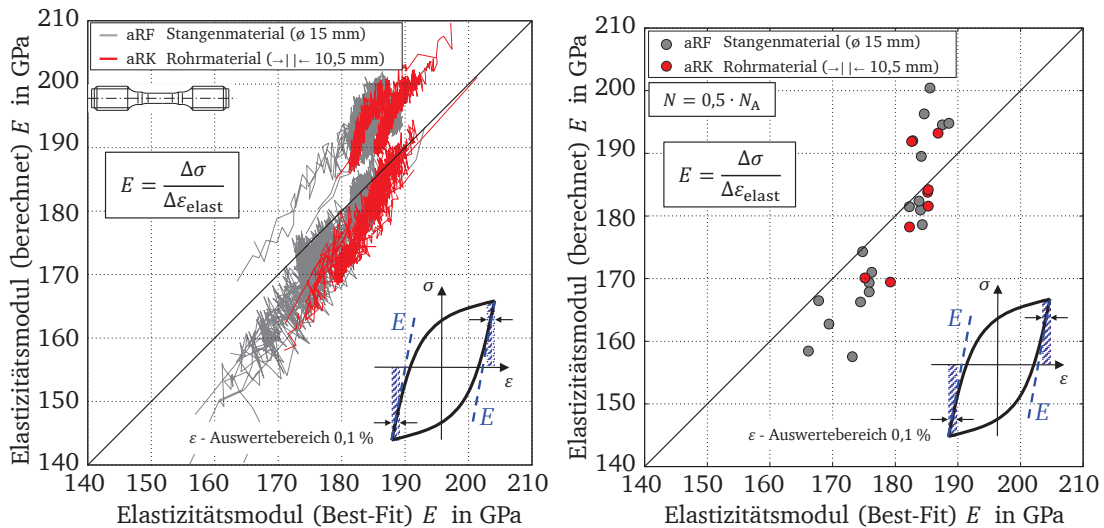
Die Abnahme des zyklischen Elastizitätsmoduls mit steigender Dehnungsschwingweite lässt sich besser durch eine Darstellung der Elastizitätsmoduln über der Dehnungsschwingweite zur halben Anrisswechselzahl  $N = 0,5 \cdot N_A$  visualisieren. Hier zeigt sich unabhängig vom Auswerteverfahren deutlich die Abhängigkeit der zyklischen Elastizitätsmoduln von der Dehnungsschwingweite, Abbildung 5.6.8. Die Abhängigkeit des zyklischen Elastizitätsmoduls von den geregelten Dehnungsschwingweite bei  $N = 0,5 \cdot N_A$  lässt sich wieder gut durch einen Geraden-Fit annähern, wobei sich abhängig vom Auswerteverfahren Geraden mit leicht unterschiedlichen Parametern ergeben. Es wird deutlich, dass die berechneten Elastizitätsmoduln (Abbildung 5.6.8 rechts) eine größere Streuung aufweisen als die Elastizitätsmoduln aus der gemittelten Steigung (Abbildung 5.6.8 links).





**Abbildung 5.6.8** Elastizitätsmoduln aus Best-Fit-Geraden (links) und Berechnung (rechts) über den geregeltten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff.

Ein direkter Vergleich beider Auswerteverfahren lässt sich durch ein 45°-Schaubild mit gleicher Achsenskalierung visualisieren, Abbildung 5.6.9. Bei vollständiger Übereinstimmung beider Verfahren liegen die Werte auf der Hauptdiagonalen.

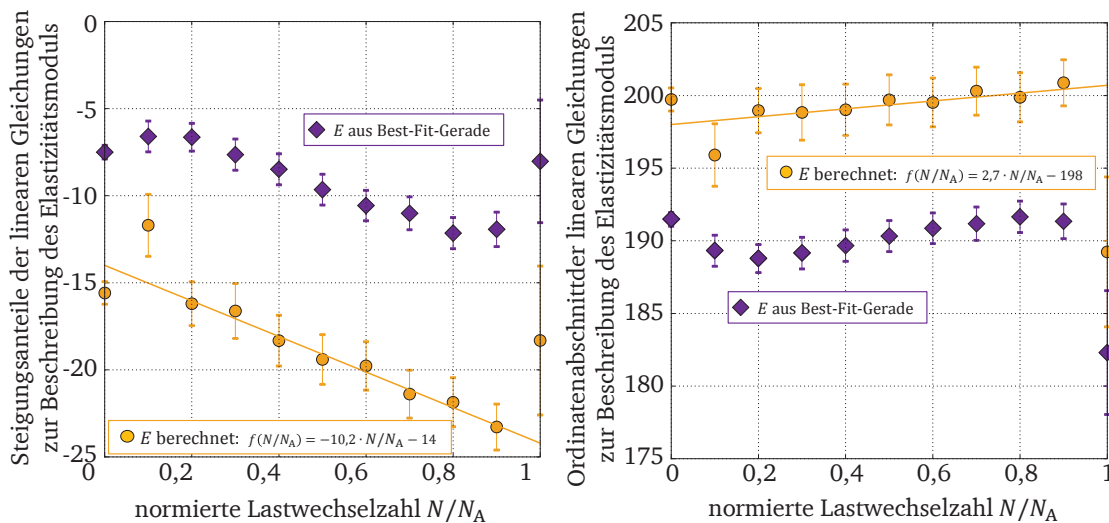


**Abbildung 5.6.9** Gegenüberstellung der unterschiedlich ermittelten Elastizitätsmoduln im 45°-Schaubild, links über die gesamte Laufzeit der Versuche und rechts bei  $N = 0,5 \cdot N_A$  aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff.

Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung beider Verfahren zur Bestimmung des zyklischen Elastizitätsmoduls mit geringen Abweichungen zueinander. Gegebenenfalls lassen sich zwei Gruppen feststellen. Wobei die eine Gruppe unterhalb der Hauptdiagonalen liegt und die andere zweite Gruppe oberhalb. Hierbei ist festzuhalten, dass es sich bei der Gruppe oberhalb der Diagonalen um die acht Versuche mit der abweichenden Prüffrequenz von 2 Hz handelt. 2 Hz ist die Prüffrequenz der Versuche mit kleiner Dehnungsschwingweite ( $\Delta\epsilon \leq 0,52\%$ ), um lange Versuchslaufzeiten zu kompensieren. Der vordefinierte Dehnungsbereich für die Auswertung anhand einer

Best-Fit-Gerade ist in diesem Fall zu groß gewählt und beinhaltet bereits nicht-lineare Bereiche. Dies führt so zu kleineren Elastizitätsmoduln, als die Auswertung anhand der Berechnung.

In Analogie zu den einzelnen Dehnungsanteilen lassen sich die beiden Parameter Steigung und Ordinatenabschnitt der Geradengleichung aus Abbildung 5.6.8 zur Annäherung der Elastizitätsmoduln über die gesamte Lebensdauer aufrufen, Abbildung 5.6.10. Neben den Parametern für beide Auswerteverfahren sind auch die jeweiligen Standardabweichungen als Fehlerbalken mit aufgetragen. Es bestätigt sich die Aussage, dass für den berechneten Elastizitätsmodul durchweg eine größere Unsicherheit vorliegt als beim Elastizitätsmodul aus den Best-Fit-Geraden. Über die gesamte Lebensdauer zeigt sich, dass die Elastizitätsmoduln sinken (Abbildung 5.6.10 links), wobei der Abfall für beide Auswerteverfahren annähernd gleich zu bewerten ist und nur auf unterschiedlichen Niveaus liegt. Die Änderung des Ordinatenabschnitts (Abbildung 5.6.10 rechts) ist mit unter 1,5 % zu den angenäherten Anfangswerten zu vernachlässigen und kann somit als konstant angenommen werden. Die Darstellungen zeigen ebenfalls, dass die größte Unsicherheit bei  $N = 1 \cdot N_A$  vorliegt, was nicht weiter überrascht, da dort bereits ein Anriss vorliegt und die Steifigkeit deutlich beeinträchtigt ist.



**Abbildung 5.6.10** Steigungen und Ordinatenabschnitte der Elastizitätsmoduln über die gesamte Lebensdauer aller Versuche am Grundwerkstoff.

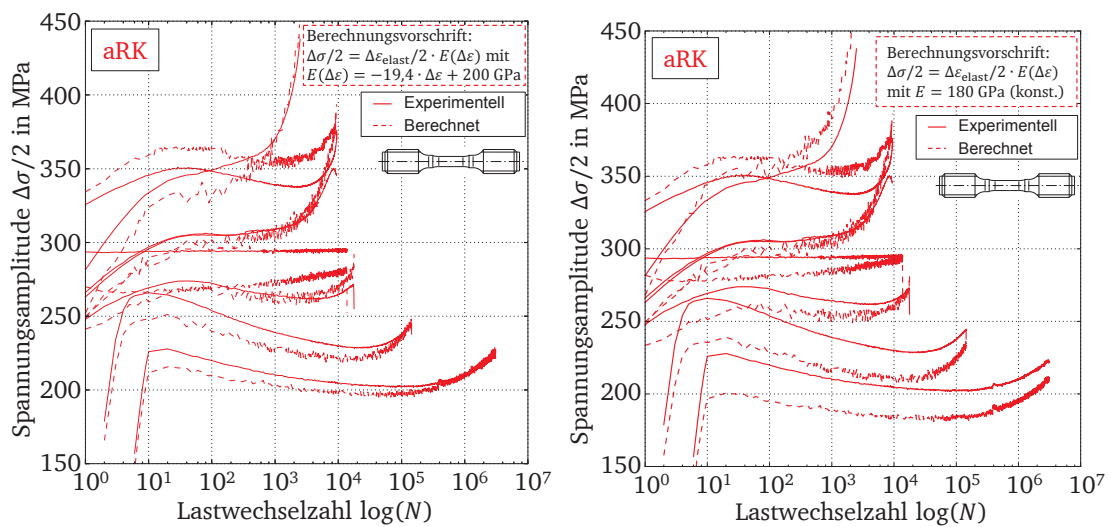
Die zyklischen Elastizitätsmoduln stellen die aktuelle Steifigkeit der Probe dar. LEMAITRE ET AL. [110] hat bereits den Zusammenhang zwischen Steifigkeit und Schädigung aufgezeigt. Einerseits nimmt die Schädigung mit zunehmender plastischer Verformung (zunehmender Dehnungsschwingweite) und andererseits mit zunehmender Zyklenzahl zu. Äquivalent verhält sich die Steifigkeit, die jedoch abnimmt. Diese Beobachtung lassen sich anhand der Verläufe der zyklischen Elastizitätsmoduln nachvollziehen:

- mit steigender Dehnungsamplitude nimmt der zyklische Elastizitätsmodul ab und
- mit zunehmender Lebensdauer sinkt der zyklische Elastizitätsmodul, unabhängig von der Dehnungsschwingweite.



### Zyklische Werkstoffmodellierung

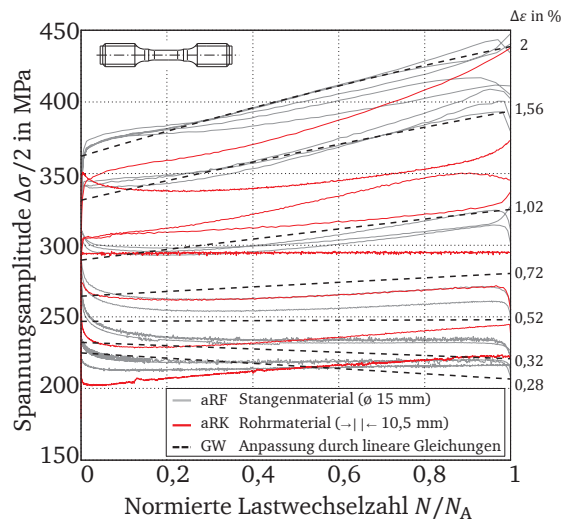
So wie sich die Elastizitätsmoduln aus dem elastischen Dehnungsanteil und der Spannungsamplitude berechnen lassen, können nun umgekehrt die Spannungsamplituden aus den elastischen Dehnungsanteilen und den zyklischen Elastizitätsmoduln bestimmt werden, siehe Abbildung 5.6.11. Im Abschnitt zuvor wurde eine lineare Beziehung zwischen der Dehnungsschwingweite und dem zyklischen Elastizitätsmodul bei halber Anrisswechselzahl aufgestellt (Abbildung 5.6.8 rechts). Der lineare Zusammenhang bei  $N = 0,5 \cdot N_A$  reicht aus, um die Spitzenspannungswerte über die gesamten Lebensdauer und für alle Dehnungsschwingweiten hinweg gut anzunähern, siehe Abbildung 5.6.11 links.



**Abbildung 5.6.11** Vergleiche zwischen den experimentell ermittelten Spannungsamplituden und den berechneten Spannungsamplituden über der Lastwechselzahl am Rohrwerkstoff (aRK).

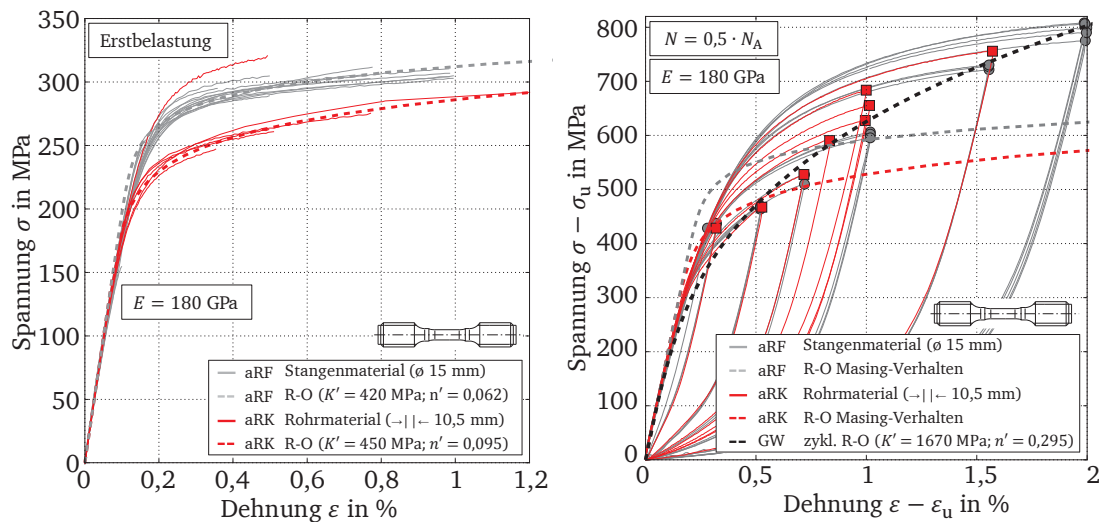
Die einfachste Annäherung ergibt sich aus der Annahme eines konstanten zyklischen Elastizitätsmodul, Abbildung 5.6.11 rechts. Dabei ist mit 180 GPa ein mittlerer Elastizitätsmodul bei 1 % Dehnungsschwingweite gewählt worden. Zugversuche am Rohrwerkstoff (Tabelle 2) ergeben einen Elastizitätsmodul von 179 GPa. Bei der Abschätzung der Spannungsamplituden mit einem konstanten Elastizitätsmodul zeigt sich ebenfalls eine gute Übereinstimmung mit den wahren Spannungsamplituden. Für die niedrigen Dehnungsschwingweiten werden die Verläufe wie erwartet unterschätzt, da keine Abhängigkeit der Schädigung von der Dehnungsschwingweite berücksichtigt ist. Die größte Abweichung bei dieser einfachen Annäherung ist kleiner als 15 %.

Eine weitere Alternative bietet das lineare Gleichungssystem zur Beschreibung des elastischen Dehnungsanteils über der normierten Lebensdauer und in Abhängigkeit von der Dehnungsschwingweite aus Abbildung 5.6.6. Zur vollständigen Abschätzung der Spannungsantwort wird noch der zyklische Elastizitätsmodul benötigt. Um eine hohe Anpassungsgüte zu generieren wird für den zyklischen Elastizitätsmodul ebenfalls das lineare Gleichungssystem über der normierten Lebensdauer in Abhängigkeit von der Dehnungsschwingweite aus Abbildung 5.6.10 herangezogen. Eine Gegenüberstellung der Spannungsantworten von Anpassung mit den durchgeführten Versuchen erfolgt in Abbildung 5.6.12. Hierbei zeigt sich eine gute Übereinstimmung der Verläufe, sodass sich die zyklische Verfestigung anhand der linearen Gleichungssysteme gut abbilden lässt.



**Abbildung 5.6.12** Gegenüberstellung der experimentellen Spannungsamplitude mit der Anpassung aus den jeweiligen Dehnungsanteilen am Grundwerkstoff.

Neben den Spannungsamplituden ist häufig das Spannungs-Dehnungs-Verhalten des Werkstoffes über einen gesamten Lastwechsel von Interesse. Abbildung 5.6.13 zeigt dazu die Spannungs-Dehnungs-Beziehung entlang der Erstbelastung links und bei halber Anrisswechselzahl rechts.



**Abbildung 5.6.13** Ramberg-Osgood (R-O) Anpassung aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff bei der Erstbelastung und bei halber Anrisswechselzahl.

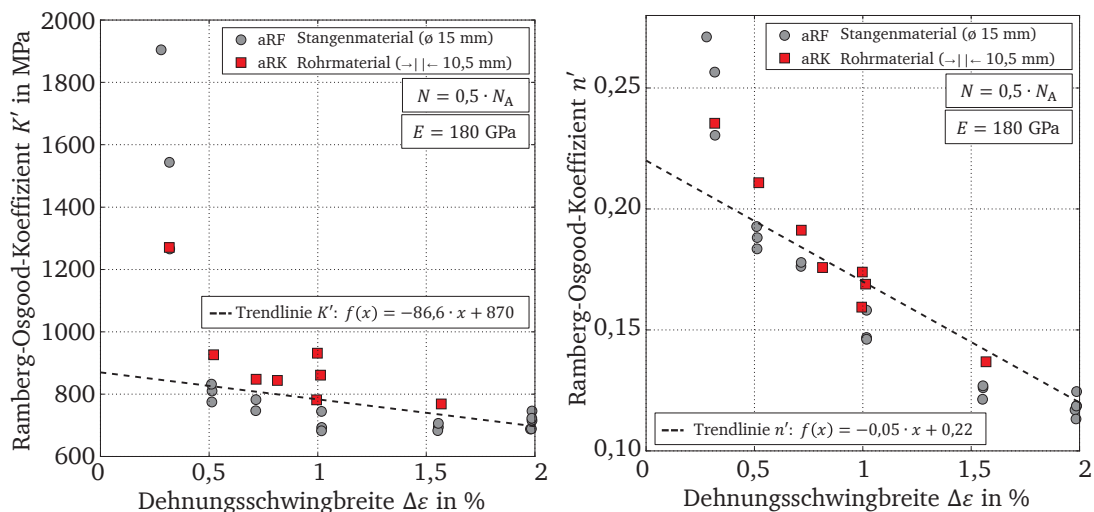
Innerhalb der Erstbelastung lassen sich die Versuche, abhängig vom Halbzeug aRK oder aRF gut mit einer jeweiligen Ramberg-Osgood-Anpassung (gestrichelte Linien) beschreiben und es ist keine Abhängigkeit von der aufgetragenen Dehnungsschwingweite zu beobachten, Abbildung 5.6.13 links. Die entsprechenden Ramberg-Osgood-Koeffizienten  $K'$  und  $n'$  zur Annäherung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens sind den jeweiligen Abbildungs-Legenden zu entnehmen, wobei der Elastizitätsmodul als Konstante 180 GPa vorgegeben wird. Unter den Versuchen des untersuchten Rohrwerkstoffs ohne Schweißnaht (aRK) gibt es einen abweichenden Verlauf in der Erstbelastung, der höhere Spannungen aufweist als die restlichen Versuche. Eine mögliche Ursache für diese Abweichung kann der Entnahmeort der Probe aus dem Rohr sein. Die betroffene

Probe wurde im Vergleich zu den anderen Proben relativ nah zur Schweißnaht (unmittelbar oberhalb der Schweißnaht) herausgearbeitet, sodass ein Einfluss des Schweißprozesses auf das Werkstoffverhalten dieser Probe nicht auszuschließen ist. Für die nachfolgende Anpassung wird dieser Versuch nicht berücksichtigt.

Bei der halben Anrisswechselzahl  $N = 0,5 \cdot N_A$  folgen die individuellen Hysteresenäste nicht mehr einem einheitlichen Verlauf, Abbildung 5.6.13 rechts. Eine einheitliche zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (Fließkurve) für den Grundwerkstoff (aRK und aRF) beschreibt somit nur noch die Maximalwerte der einzelnen Hysteresen. Sogenanntes Masing-Verhalten liegt vor, wenn sich die Hysteresenhalbäste durch die doppelte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve ergeben, siehe Abschnitte A.3. Die doppelte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (zykl. R-O) ist in Abbildung 5.6.13 rechts dargestellt und macht deutlich, dass kein Masing-Verhalten für diesen Werkstoff zutrifft.

Zum Vergleich sind noch die verdoppelten R-O-Anpassungen der Erstbelastungskurven dargestellt. Bei dem untersuchten Werkstoff kommt es zu verformungsinduzierten Martensitbildung und damit zu einer zusätzlichen zyklischen Verfestigung, einer isotropen Verfestigung (siehe Abschnitt A.2.4). Diese Veränderung ist gut durch den Vergleich zwischen der Erstbelastungskurve und den einzelnen Hysteresenkurven erkennbar.

Neben der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve, die nur das Verhalten der Maximalwerte bei  $N = 0,5 \cdot N_A$  abbildet, lassen sich die Ramberg-Osgood-Koeffizienten auch für jeden Versuchshysteresenast einzelnen ermitteln und bewerten. Die R-O-Koeffizienten lassen sich anschließend wieder über der jeweiligen Dehnungsschwingweite auftragen, Abbildung 5.6.14.

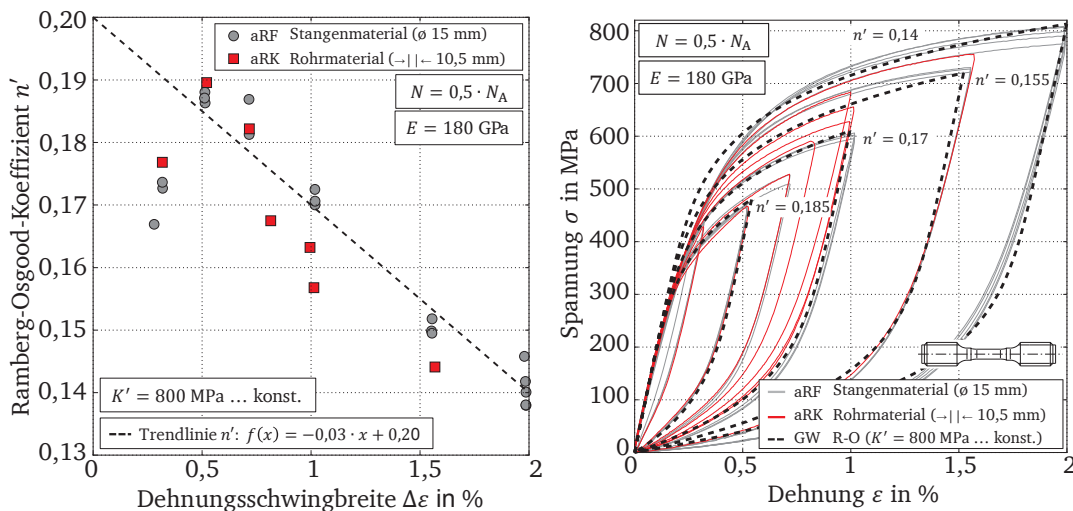


**Abbildung 5.6.14** Ramberg-Osgood Koeffizienten  $K'$  und  $n'$  über den geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff.

Der Koeffizient  $K'$ , der ein asymptotischen Wert innerhalb der R-O-Beziehung darstellt, sinkt mit wachsender Dehnungsschwingweite (Abbildung 5.6.14 links), wobei die kleinsten Dehnungsschwingweiten von  $\Delta\epsilon < 0,36\%$  sehr hohe  $K'$  Koeffizienten aufweisen. Zu erwarten war ein Anstieg des  $K'$  Koeffizienten, da mit steigender Dehnungsschwingweite aufgrund der isotropen Verfestigung auch die Fließspannung des Hysteresenastes steigt. Hier zeigt sich ein Problem

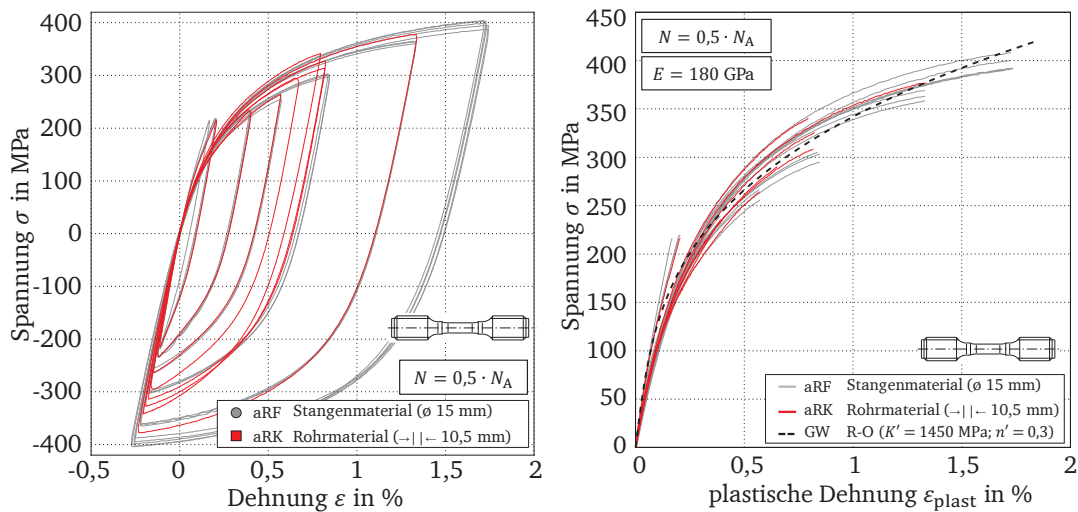
der Best-Fit-Anpassung nach Ramberg-Osgood. Je weniger die Verfestigung durch den Versuch erfasst ist, desto höher wird der asymptotische  $K'$ -Koeffizienten abgeschätzt, da der steile Anstieg des linear-elastischen Bereich bei schmaler werdenden Hysteresen immer dominanter für die Anpassung wird. Extrem wird es, wenn die Hysterese keine Verfestigung mehr aufweist und nur noch aus einer Geraden besteht. Dann führt die Best-Fit-Anpassung für den  $K'$  Koeffizient zu extrem hohen Werten. Den gleichen Trend zeigt auch der Ramberg-Osgood-Koeffizient  $n'$  (Abbildung 5.6.14 rechts).

Um den plastischen Bereich gut abzuschätzen, wird für den Koeffizienten  $K'$  ein konstanter Wert von  $K' = 800 \text{ MPa}$  angenommen, der in guter Näherung den Mittelwert der verwertbaren Hysteresen in Abbildung 5.6.14 links darstellt. Die Koeffizienten  $n'$  werden für alle Versuche erneut ermittelt und über alle Dehnungsschwingweiten dargestellt, siehe Abbildung 5.6.15 links. Mit dem R-O-Koeffizient  $n'$  wird nun noch der Fließbeginn der Hysteresenäste angepasst. Der lineare Trend, der sich anschließend für  $n'$  über alle durchgeführten Dehnungsschwingweiten zeigt, kann zur Nachbildung der Hysteresen anhand der Ramberg-Osgood-Gleichung (A.39) und variablen  $n'$  bei halber Anrisswechselzahl genutzt werden. Dadurch lässt sich eine gute Anpassung für diesen Werkstoff erzielen, Abbildung 5.6.15 rechts.



**Abbildung 5.6.15** Neu ermittelter Ramberg-Osgood Koeffizient  $n'$  über alle geregelten Dehnungsschwingweiten und Ramberg-Osgood-Anpassung ausgewählter Hysteresen bei halber Anrisswechselzahl mit konstantem  $K'$  am Grundwerkstoff.

Wenn die zyklische Verfestigung eine isotrope Verfestigung darstellt und somit zur Vergrößerung des Fließzylinders innerhalb der Ermüdungsbeanspruchung führt, ist die Verfestigung innerhalb der plastischen Verformung mutmaßlich konstant. Eine isotrope Verfestigung beeinflusst maßgeblich die elastischen Dehnungsanteile. Werden die Hysteresen bei halber Anrisswechselzahl in den Kraft-Null-Punkt des aufsteigenden Hysteresenastes als neuen Koordinatenursprung hin verschoben, so wird schnell ersichtlich, dass die aufsteigenden Hysteresenverläufe annähernd einen gemeinsamen Verlauf bilden, Abbildung 5.6.16 links. Deutlicher wird es, wenn die Verfestigung und damit die Spannung ausschließlich über die plastische Dehnung aufgetragen wird, Abbildung 5.6.16 rechts. Eine Anpassung erfolgt wieder durch Ramberg-Osgood, die an dieser Stelle nicht wirklich geeignet scheint, da sie den horizontal abflachenden Verläufen der durchgeführten Versuche nicht gerecht wird.



**Abbildung 5.6.16** Hysteresen in den Kraft-Null-Punkt des aufsteigenden Hysteresenastes verschoben (links) und Spannung über der plastischen Dehnung bei halber Anrisswechselzahl (rechts).

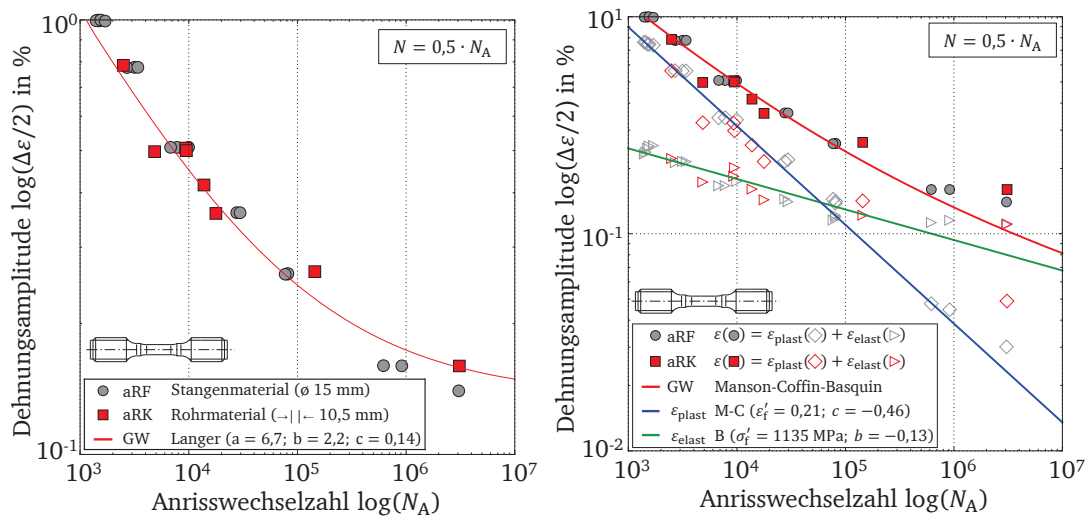
Um eine bessere Anpassung zu erhalten, sollten andere Modelle, wie zum Beispiel Chaboche zur Beschreibung herangezogen werden. Ohne dies zu veranschaulichen entsprechen die Verläufe der Spannungen über die plastischen Dehnungen bei  $N = 0,1 \cdot N_A$  annähernd denen bei  $N = 0,5 \cdot N_A$  und können somit mit derselben Anpassung beschrieben werden.

Zu der zyklischen Werkstoffmodellierung lassen sich abschließend folgende Punkte festhalten:

- innerhalb der Erstbelastung lässt sich das Werkstoffverhalten mit einer einzelnen Spannungs-Dehnungs-Kurve (Fließkurve für die Erstbelastung) abbilden,
- die zyklische isotrope Verfestigung führt dazu, dass kein Masing-Verhalten angenommen werden kann und somit die zyklische Fließkurve nicht den vollständigen Hysteresenast, sondern nur die Maximalwerte abbildet und
- mit einem modifizierten Ramberg-Osgood-Ansatz lässt sich eine gute Annäherung an das tatsächliche Werkstoffverhalten realisieren.

### Lebensdauerbewertung

Den Abschluss der Untersuchungen am reinen Grundwerkstoff bildet die Bewertung der Lebensdauern. Dazu werden die im Versuch erzielten Anrisswechselzahlen über die geregelten Dehnungsschwingweiten aufgetragen, Abbildung 5.6.17. Die Werte zeigen eine gute Übereinstimmung mit der Dehnungswöhlerlinie nach Langer (Gleichung (A.44)) aus der KTA-Richtlinie [2] (Abbildung 5.6.17 links). Dabei entspricht diese Mittelwertkurve einer phänomenologischen Dehnungs-Wöhlerlinie und bildet die Grundlage für weitere Auslegungskurven innerhalb der KTA-Richtlinie. Ein weiterer klassischer Ansatz zur Beschreibung der Lebensdauer bildet der Manson-Coffin-Basquin-Ansatz (M-C-B), der die Gesamtdehnung in die einzelnen Dehnungsanteile  $\epsilon_{\text{elast}}$  und  $\epsilon_{\text{plast}}$  aufteilt. Im LCF-Bereich ( $< 10^5$  Lastwechsel) ist die Lebensdauer durch den plastischen Dehnungsanteil dominiert der deutlich über den elastischen Dehnungsanteilen liegt, siehe Abbildung 5.6.17 rechts. Elastische und plastische Dehnungsanteile bilden nach Gleichung (A.42) in der doppellogarithmischen Darstellung eine Gerade. Eine einfache Best-Fit-Anpassung nach Manson-Coffin-Basquin (Abbildung 5.6.17 rechts) führt zu einer schlechteren Anpassung der Lebensdauer (Anrisswechselzahl) im Bereich kleiner Dehnungsamplituden als die Dehnungswöhlerlinie nach Langer (Abbildung 5.6.17 links) aus der KTA-Richtlinie.



**Abbildung 5.6.17** Beschreibung der Lebensdauer anhand von Dehnungswöhlerlinien nach Langer (KTA-Richtlinie) links und Manson-Coffin-Basquin rechts am Grundwerkstoff.

Abschließend lässt sich zur Lebensdauerbewertung des Grundwerkstoffs der folgenden wesentlich Punkt zusammenfassen

- die Lebensdauer des Grundwerkstoffs ist phänomenologisch mittels Dehnungswöhlerlinie nach Langer gemäß der KTA-Richtlinie gut beschrieben.

### 5.6.2. Schweißzusatzwerkstoff X5CrNiNb19-10

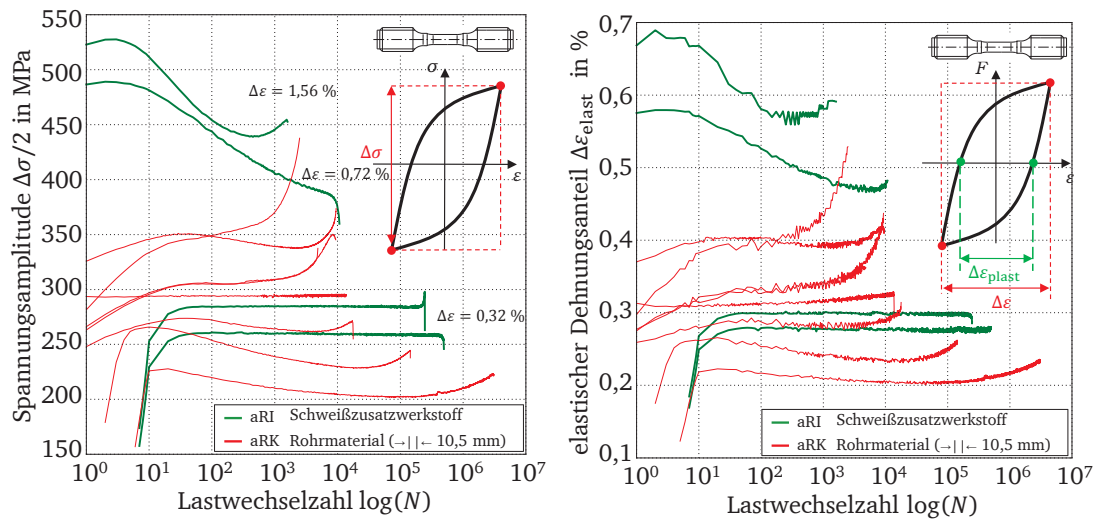
Die Datenbasis zum Schweißzusatzwerkstoff ist mit vier Ermüdungsversuchen vergleichsweise gering. Der Vergleich zwischen dem Rohrwerkstoff und dem Schweißzusatzwerkstoff soll aufzeigen, was bei den nachfolgenden Betrachtungen an den Schweißnähten zu berücksichtigen ist.

#### Spannungs- und Dehnungsverläufe

Das reine Schweißgut weist bereits anhand der statischen mechanischen Eigenschaften aus Tabelle 2 höhere Dehngrenzen und eine höhere Zugfestigkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff auf. Die Spannungsamplituden des Schweißzusatzwerkstoffs dargestellt über die Lastwechselzahlen liegen bei äquivalenten Dehnungsschwingweiten deutlich über den Spannungsamplituden des Grundwerkstoffs, Abbildung 5.6.18 links. Somit bestätigen diese Verläufe die höhere Festigkeit des Schweißzusatzwerkstoffes.

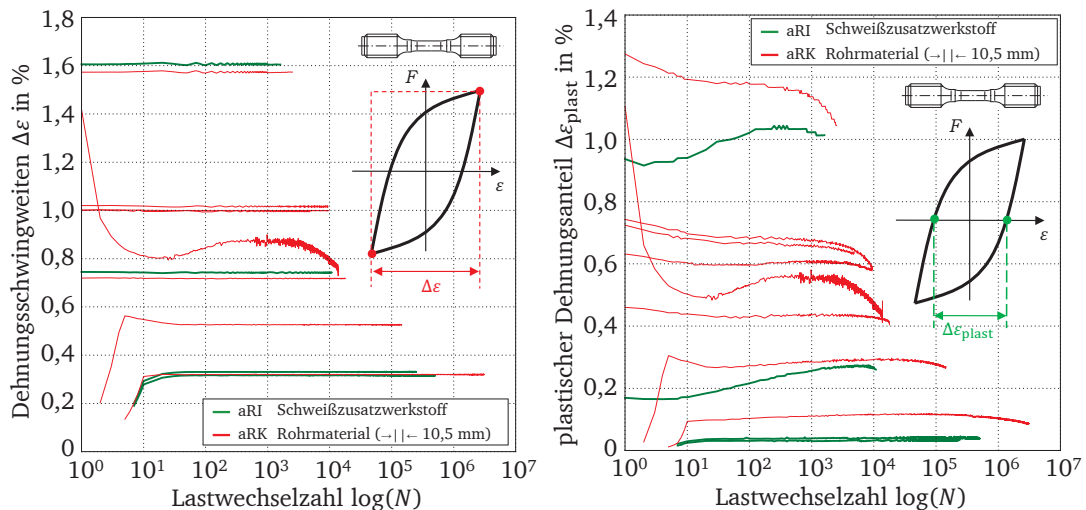
Die Spannungsamplituden zeigen bei niedrigen Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\epsilon = 0,36\%$ ) einen gleichbleibenden Verlauf ohne erkennbare zyklische Ver- oder Entfestigung. Hingegen zeigt sich bei höheren Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\epsilon = 0,5\%$ ) eine sichtbare Entfestigung. Bei der höchsten untersuchten Dehnungsschwingweite ( $\Delta\epsilon = 1,6\%$ ) verfestigt der Schweißzusatzwerkstoff nach anfänglicher Entfestigung noch einmal deutlich. Wie beim Grundwerkstoff zeigt sich anhand des Verlaufs der elastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl der direkte Zusammenhang zwischen den auftretenden Spannungen und den elastischen Dehnungsanteilen, Abbildung 5.6.18 rechts. Eine höhere Dehngrenze und damit einhergehend ein höherer Anteil elastischer Dehnungen hat bei vergleichbaren Dehnungsschwingweiten einen geringeren Anteil plastischer Dehnungen zur Folge, da sich die Dehnungsschwingweite aus der Summation der plastischen und elastischen Dehnungsanteile ergibt.





**Abbildung 5.6.18** Verläufe der Spannungsamplituden und der elastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff.

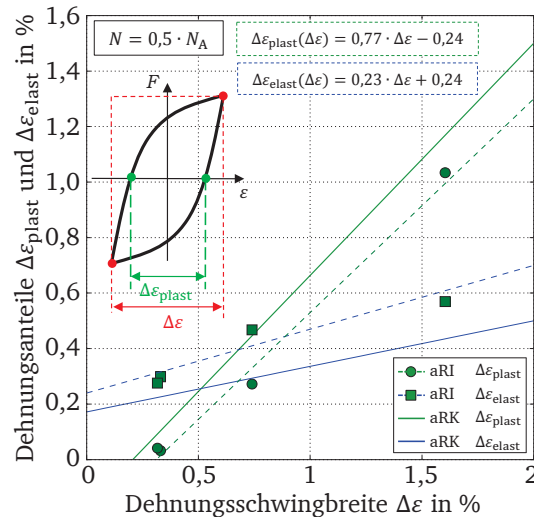
Bei vergleichbaren Dehnungsschwingweiten liegt der plastische Dehnungsanteil des Schweißzusatzwerkstoffes unter dem Niveau vom Grundwerkstoff, siehe Abbildung 5.6.19 indem die Verläufe der Dehnungsschwingweiten und plastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl von Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff gegenübergestellt werden.



**Abbildung 5.6.19** Verläufe der Dehnungsschwingweiten und plastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff.

Im Gegensatz zum Grundwerkstoff bei dehnungsgeregelter Versuchsdurchführung zeigt der eingesetzte Schweißzusatzwerkstoff einen Anstieg der plastischen Dehnungsanteile über der Lebensdauer, Abbildung 5.6.19 rechts. Dieser Zusammenhang ist ebenfalls veranschaulicht durch die Gegenüberstellung der elastischen und plastischen Dehnungsanteile von Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff bei halber Anrisswechselzahl  $N = 0,5 \cdot N_A$ , Abbildung 5.6.20. Quantitativ liegen die jeweiligen Dehnungsanteile des Schweißzusatzwerkstoffes (gestrichelt dargestellt) ca. 30 % ober- bzw. unterhalb der Dehnungsanteile des Grundwerkstoffes (durchgezogen dargestellt). Bei der Anpassung des Schweißguts zeigt sich im Gegensatz zum Grundwerkstoff bereits, dass

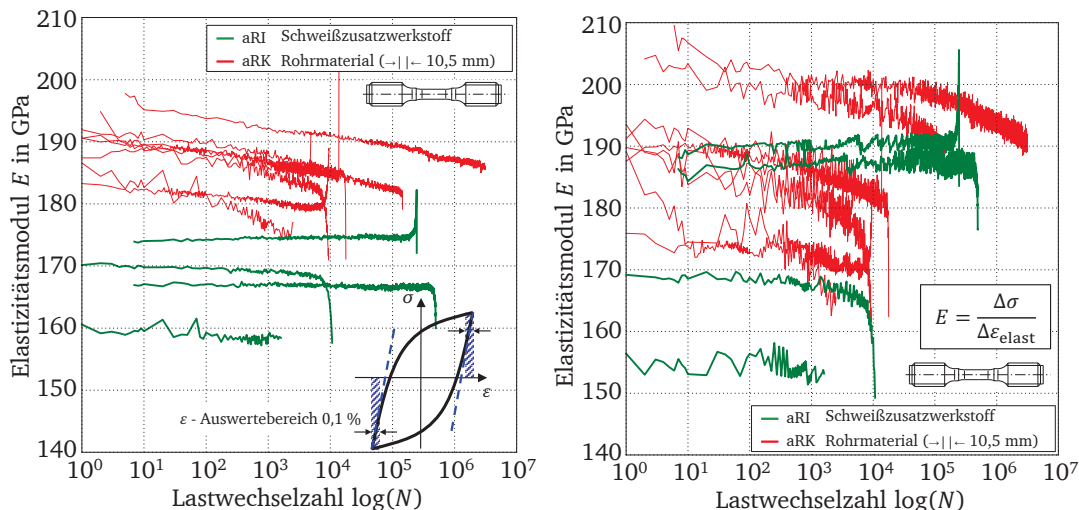
der elastische Anteil mit abnehmender Dehnungsschwingweite gegen Null geht und ein exponentieller Ansatz (Zum Beispiel eine Wurzelfunktion) besser geeignet wäre.



**Abbildung 5.6.20** Elastische und plastische Dehnungsanteile des Schweißzusatzwerkstoffs und Grundwerkstoffs über den geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl.

### Zyklischer Elastizitätsmodul und Werkstoffmodellierung

Die zyklischen Elastizitätsmoduln lassen sich wieder über die gesamte Lebensdauer auf zwei Arten ermitteln, einerseits durch eine Best-Fit-Geraden und andererseits durch die Berechnung aus Spannung und elastischer Dehnung. Dabei zeigt sich bei beiden Variante ein durchgängig niedrigeres Niveau der Elastizitätsmoduln als beim Grundwerkstoff, Abbildung 5.6.21.

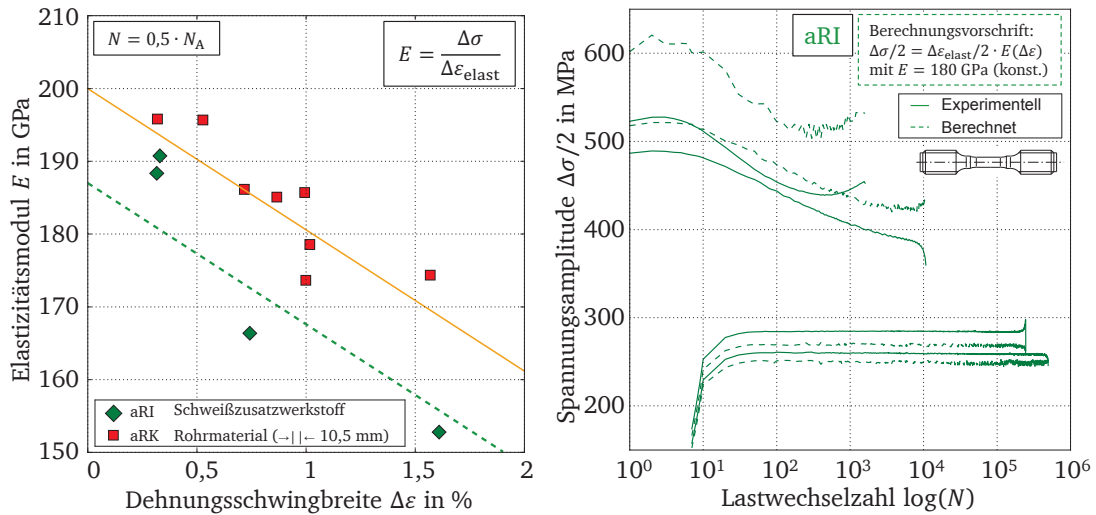


**Abbildung 5.6.21** Verläufe der Elastizitätsmoduln über der Lastwechselzahl, bestimmt aus der Steigung einer Best-Fit-Geraden und berechnet aus Spannung und elastischer Dehnung aller durchgeführten Versuche am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff.

Tabelle 2 bestätigt den geringeren Elastizitätsmodul des Schweißzusatzwerkstoffs im Vergleich zum Grundwerkstoff. Auch beim Schweißzusatzwerkstoff ist wieder eine Staffelung der Elastizitätsmoduln abhängig von der erreichten Lebensdauer und somit von der untersuchten Dehnungsschwingweite erkennbar. Ein Abfall des Elastizitätsmoduls über der gesamten Lebensdauer



hinweg findet hingegen gar nicht oder nur im geringem Ausmaß statt. Die Staffelung der Elastizitätsmoduln zeigt sich deutlicher, wenn die berechneten Elastizitätsmoduln über der untersuchten Dehnungsschwingweite bei halber Anrisswechselzahl dargestellt werden, Abbildung 5.6.22 links.



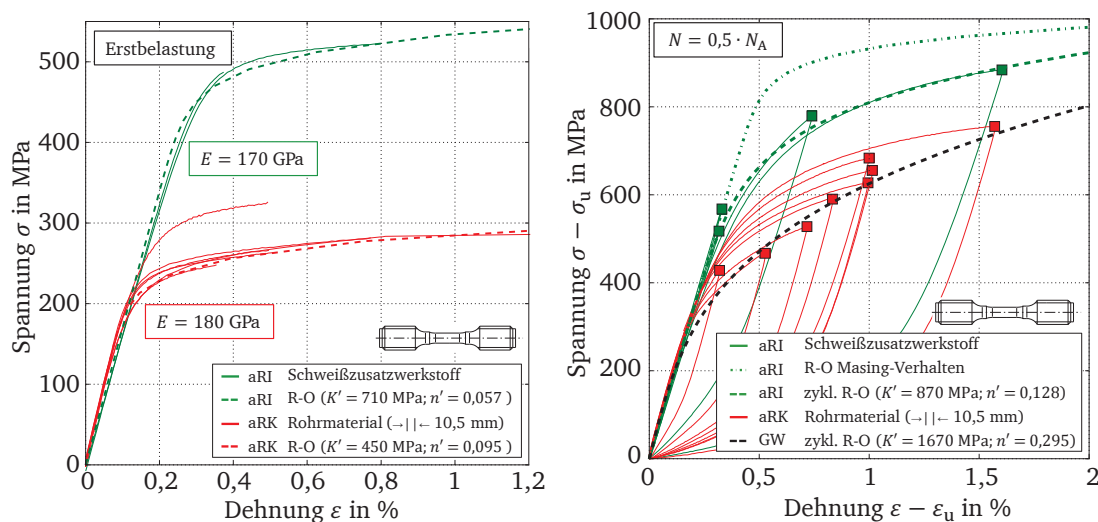
**Abbildung 5.6.22** Elastizitätsmodul über die geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl und Vergleich zwischen den experimentell ermittelten Spannungsschwingweiten und den berechneten Spannungsschwingweiten über der Lastwechselzahl am Schweißzusatzwerkstoff.

In Anlehnung an den Grundwerkstoff kann der Abfall der Elastizitätsmoduln beschrieben werden. Da am Schweißzusatzwerkstoff deutlich weniger Versuche vorliegen, wird sich bei der Geraden-Anpassung am Grundwerkstoff orientiert. Daher weißt die Gerade für die Elastizitätsmoduln des Schweißzusatzwerkstoffes die gleiche Steigung auf wie der Grundwerkstoff. Im untersuchten Dehnungsbereich sind die Elastizitätsmoduln des Schweißzusatzwerkstoffes auf einem niedrigeren Niveau als beim Grundwerkstoff.

Bei der Abschätzung der Spannungsschwingweiten aus dem Verlauf der elastischen Dehnungsanteile (Abbildung 5.6.22 rechts) wird analog zum Grundwerkstoff vereinfacht ein konstanter Elastizitätsmodul von 180 GPa angenommen. Dadurch ergibt sich eine akzeptable Näherung, wobei die tatsächlichen Spannungsschwingweiten bei den hohen Dehnungsschwingweiten überschätzt werden, aufgrund der Vorgabe eines konstanten Elastizitätsmoduls. Im Rahmen der lokalen Spannungsabschätzung in Kapitel 7 mittels digitaler Bildkorrelation werden die lokalen Spannungen im Bereich der Schweißnaht bei einem konstanten Elastizitätsmodul gegebenenfalls ebenfalls überschätzt und ermöglichen somit eine differenziertere Trennung zwischen den einzelnen Werkstoffbereichen. Eine verbesserte Abschätzung der Spannungsschwingweite auf Grundlage einer Werkstoffzugehörigkeit und der lokal vorherrschenden Dehnungsschwingweite ist anschließend immer noch möglich.

Die Erstbelastungskurven der Ermüdungsversuche am Schweißzusatzwerkstoff bestätigen aufgrund der deutlich höher auftretenden Spannungen (annähernd doppelt so hoch) die höheren Festigkeitskennwerte gegenüber dem Grundwerkstoff, Abbildung 5.6.23 links. Die 0,2 % Dehngrenze des Zusatzwerkstoffs liegt ungefähr bei  $R_{p0,2} = 490 \text{ MPa}$  und bestätigt somit diese statisch mechanischen Kenngröße aus Tabelle 2. Analog zum Grundwerkstoff lassen sich alle Erstbelastungskurven gut durch eine Ramberg-Osgood-Anpassung beschreiben.

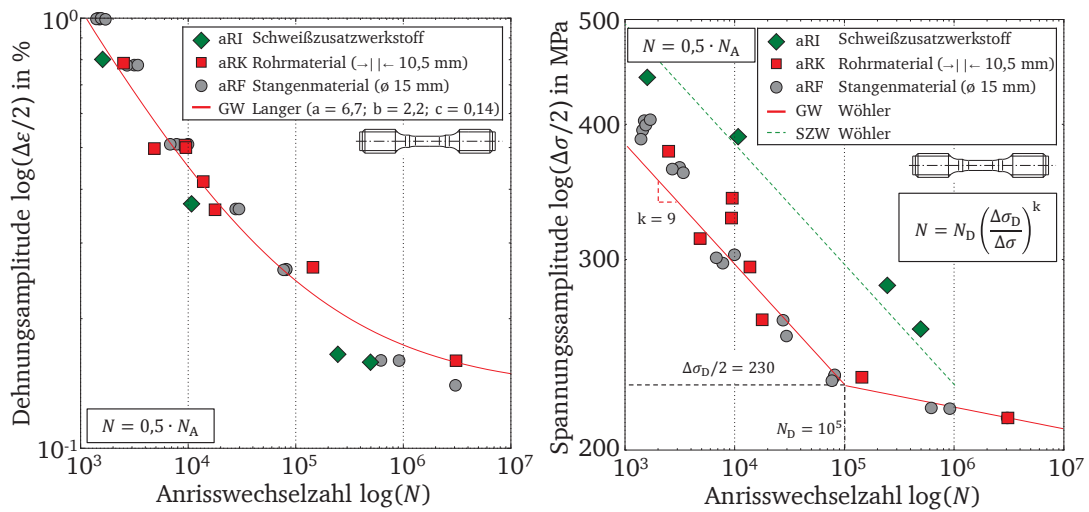
Bei halber Anrisswechselzahl zeigt sich beim Schweißzusatzwerkstoff im Gegensatz zum Grundwerkstoff, dass mit einer einzigen Beschreibung die vollständige Spannungs-Dehnungs-Beziehung und nicht nur die Beziehung der Maximalwerte erfasst werden kann, Abbildung 5.6.23 rechts. Die Beziehung ergibt sich jedoch nicht durch die Verdoppelung der Ramberg-Osgood-Kurve aus der Erstbelastung nach Masing, sondern wird neu bestimmt. Bei  $N = 0,5 \cdot N_A$  ist der Festigkeitsunterschied zwischen beiden Werkstoffen nicht mehr so offensichtlich wie es bei der Erstbelastung der Fall ist. Somit gleichen sich beide Werkstoffe, abhängig von der gewählten Dehnungsschwingweite, durch ihr zyklisches Ver- und Entfestigungsverhalten einander an. Der höhere Ramberg-Osgood-Koeffizient  $K'$  der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs drückt hierbei keine höhere Festigkeit aus, sondern beschreibt einen steileren Verlauf der Kurve im untersuchten Dehnungsbereich mit einem höherem asymptotischen Endwert.



**Abbildung 5.6.23** Ramberg-Osgood Anpassung aller Versuche am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff bei der Erstbelastung und bei halber Anrisswechselzahl.

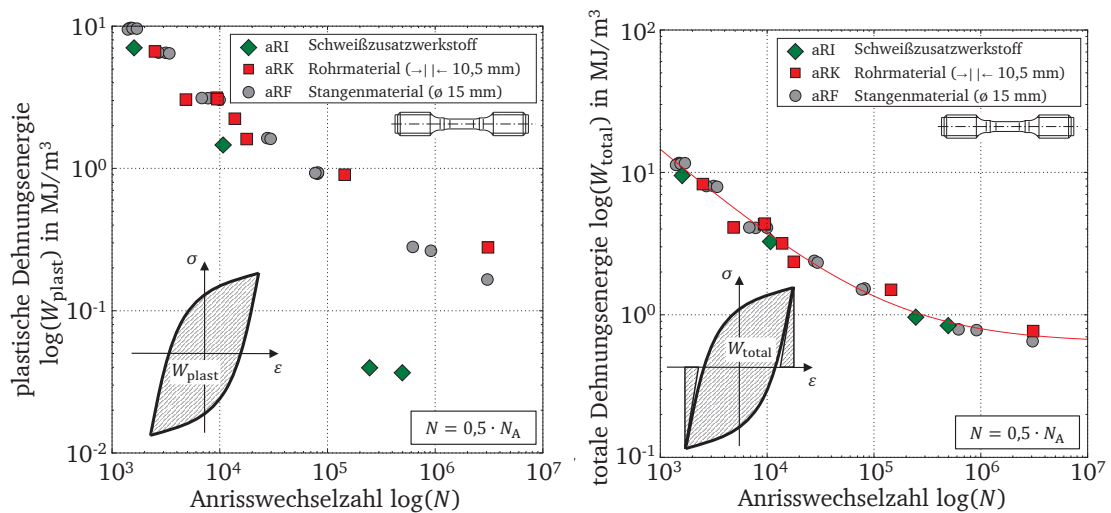
### Lebensdauerbewertung

Bei gleicher Dehnungsbeanspruchung zeigt der Schweißzusatzwerkstoff im Vergleich zum Grundwerkstoff eine höhere Spannung (Abbildung 5.6.24 rechts) sowie einen kleineren plastischen Dehnungsanteil. Die Dehnungswöhlerlinie legt dar, dass bei gleicher Dehnungsbeanspruchung und dem damit verbundenen geringeren plastischen Dehnungsanteil zu keiner höheren Lebensdauer des Schweißzusatzwerkstoffes führt, Abbildung 5.6.24 links. Vielmehr zeigt sich beim Schweißzusatzwerkstoff eine Reduzierung der Lebensdauer bei gleicher Dehnungsamplitude im direkten Vergleich zum Grundwerkstoff. Im Gegenzug dazu zeigen die gleichen Versuche des Schweißzusatzwerkstoffes im Spannungswöhlerdiagramm eine Lebensdauererhöhung um den Faktor 10, siehe Abbildung 5.6.24 rechts (grün gestrichelt). Somit ist bei vergleichender Bewertung der Lebensdauer der einzelnen Werkstoffe eine Betrachtung auf einen einzelnen Dehnungs- oder Spannungswert nicht eindeutig. Bei der Betrachtung von Bauteilen, die eine plastische Beanspruchung erfahren, sind dehnungs- oder energiebasierte Ansätze verbreitet. Energiebasierte Ansätze haben den Vorteil, dass neben den Dehnungswerten auch die Spannungswerte mit einfließen.



**Abbildung 5.6.24** Lebensdauerbewertung mit Hilfe einer dehnungsbasierten und spannungsbasierten Wöhlerlinien und Gegenüberstellung mit den Versuchen am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff.

Dazu bietet sich gegebenenfalls die Betrachtung der Flächeninhalte der vollständigen Hysteresenumläufe an, was als plastische Dehnungsenergie der Hysteresese interpretiert werden kann. Dabei zeigt sich, dass bei äquivalenten Lebensdauern die plastische Dehnungsenergie beim Grundwerkstoff höher ausfällt als beim Schweißzusatzwerkstoff, Abbildung 5.6.25 links.



**Abbildung 5.6.25** Lebensdauerbewertung mit Hilfe energiebasierter Ansätze am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff.

Wird die elastische Dehnungsenergie noch mit hinzu genommen, wie in Abbildung 5.6.25 rechts als Schematische Darstellung hinzugefügt und somit die totale Dehnungsenergie der Hysteresese über der Lebensdauer dargestellt, zeigt sich eine gute Übereinstimmung zwischen dem Grundwerkstoff und dem Schweißzusatzwerkstoff. Dadurch lassen sich die beiden artverwandten Werkstoffe zu einer einzelnen energiebasierten Wöhlerlinie zusammenfassen.

Für den Schweißzusatzwerkstoff lassen sich abschließend folgende Punkte zusammenfassen:

- der Schweißzusatzwerkstoff weist eine höhere Festigkeit auf als der Grundwerkstoff,
- wie beim Grundwerkstoff lässt sich die Spannung aus dem elastischen Dehnungsanteil annähern,
- das zyklische Werkstoffverhalten weist keine zusätzliche isotrope Verfestigung auf und lässt sich anhand einer einzelnen Ramberg-Osgood-Anpassung beschreiben und
- der Schweißzusatzwerkstoff hat bei gleicher Dehnungsbeanspruchung geringfügig kürzere Lebensdauern als der Grundwerkstoff.

### 5.7. Versuchsergebnisse an geschweißten Proben

Nach der Beschreibung der einzelnen Werkstoffe folgt nun die Beschreibung der geschweißten Werkstoffkombination anhand der unterschiedlichen Probentypen mit den unterschiedlichen Schweißnahtcharakteristiken, siehe Abschnitt 5.3. Dazu sind in Tabelle 5 die unterschiedlichen Probentypen mit samt ihrer Herkunft und Anzahl zusammengestellt. Insgesamt werden 34 bauteilnahe Proben geprüft, die sich auf 4 Rohrabschnitte und 4 unterschiedliche Probentypen verteilen. Einzelne Proben, die bei 1060 °C für 30 Minuten mit anschließendem Abschrecken in Wasser lösungsgeglüht (lsg) werden, sind ebenso anteilig in der Tabelle vermerkt. Vorbereitend auf die lokale Charakterisierung der Schweißnähte anhand der digitalen Bildkorrelation (DIC) ist die Anzahl dieser Versuche ebenfalls der Tabelle zu entnehmen. In Anlehnung an die vorherigen Werkstoffversuche, erhalten die einzelnen Probentypen Rundprobe mit Schweißnaht ( $RP_{SN}$ ), Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt ( $RSP_i$ ), nachbearbeitete Rohrsegmentprobe ( $RSP_n$ ) und unbearbeitete Rohrsegmentprobe RSP eine einheitliche farbliche Kodierung.

**Tabelle 5** Entnahmeübersicht der bauteilnahen Probentypen.

	$RP_{SN}$	$RSP_i$	$RSP_n$	RSP	$\Sigma$ :
Rohr 1, unbearbeitet	2	-	-	6	8
Rohr 2, unbearbeitet	1	2	-	6	9
Rohr 3, nachbearbeitet	1	1	6	-	8
Rohr 4, nachbearbeitet	1	2	6	-	9
$\Sigma$ :	5	5	12	12	34
lösungsgeglüht	-	2	2	1	5
DIC	2	4	5	6	17

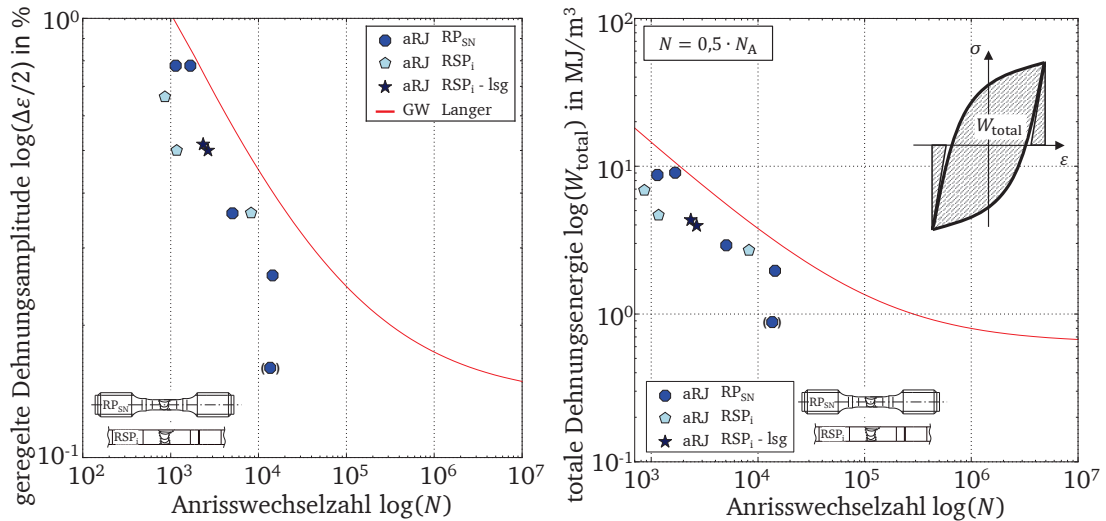
#### 5.7.1. Proben mit idealisiertem Querschnitt

In einer ersten Versuchsserie steht die metallurgische Schweißnaht im Vordergrund. Dazu werden die ursprünglichen geometrischen Einflüsse der Schweißnaht spanend überarbeitet. Ein wesentlicher Vorteil der idealisierten Rund- und Rohrsegmentproben ( $RP_{SN}$  und  $RSP_i$ ) besteht in der Abschätzung der auftretenden Spannungen durch einheitliche Querschnittsflächen.

#### Lebensdauerbewertung

Zur ersten Einordnung werden die 10 Versuche mit idealisiertem Querschnitt im dehnungs-basierten Lebensdauer-Schaubild der Dehnungswöhlerlinie der KTA-Richtlinie gegenübergestellt,

Abbildung 5.7.1 links. Dabei zeigt sich mutmaßlich aufgrund der metallurgischen Schweißnaht eine Abnahme der Lebensdauer.



**Abbildung 5.7.1** Lebensdauerbewertung mit Hilfe einer dehnungsbasierten und energiebasierten Wöhlerlinie an geschweißten Proben mit idealisiertem Probenquerschnitt.

Da bei den geschweißten bauteilnahen Proben die Dehnungsregelung integral über den Schweißnähten erfolgt und somit die lokalen Dehnungsschwingweiten aufgrund der heterogenen Werkstoffverteilung unterschiedlich ausfallen können, ist im Lebensdauer-Schaubild von einer „geregelten Dehnungsamplitude“ als Vorgabegröße die Rede. Eine reduzierte Lebensdauer gegenüber den reinen Werkstoffversuchen zeigt sich auch bei den zwei lösungsgeglühten Proben. Überraschend ist, dass sich beim energiebasierten Lebensdauer-Schaubild kaum eine Annäherung der idealisierten Proben an die abgeschätzte Mittelwertkurve aus den vorherigen Versuchen ergibt, Abbildung 5.7.1 rechts, da sich im Abschnitt zuvor der energiebasierte Ansatz als vielversprechend für eine gemeinsame Lebensdauerbewertung von Grundwerkstoff und Schweißgut herausgestellt hat. Daraus lässt sich ableiten, dass die geregelte Dehnungsschwingweite als Vorgabegröße nicht ausreicht, um die tatsächlich auftretende lokale Lebensdauer zu bewerten.

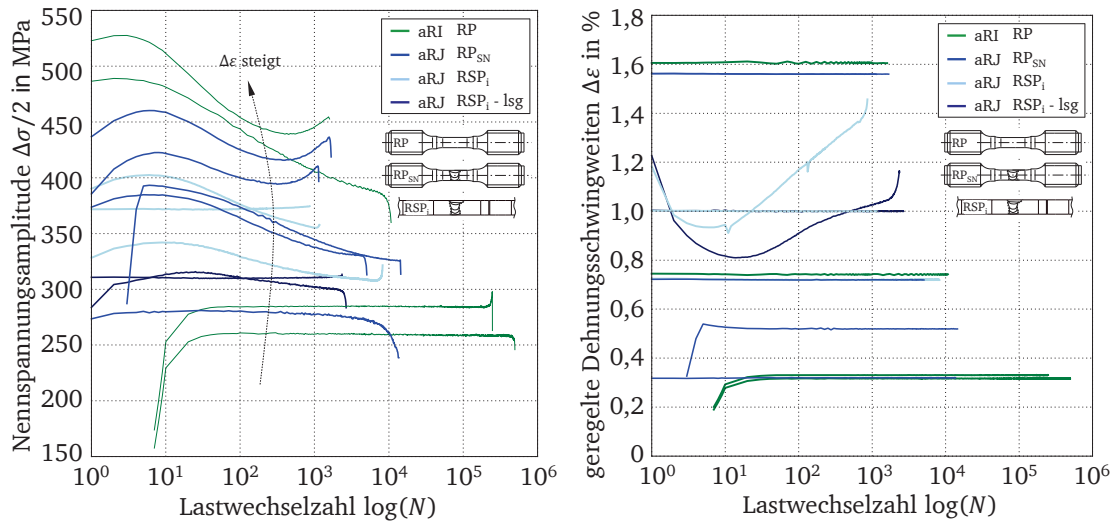
Ein einzelner Versuch ist in den nachfolgenden Abbildungen mit einer Klammer versehen, da sich bei der Nachuntersuchung herausstellt, dass die deutlich reduzierte Lebensdauer dieser Probe auf einen Einschluss innerhalb der Schweißnaht zurückzuführen ist.

### Spannungs- und Dehnungsverläufe

Trotz der kürzeren Lebensdauern der geschweißten Proben mit idealisiertem Querschnitt im Vergleich zu den homogenen Werkstoffversuchen zeigen die Amplitudenverläufe der ermittelten Nennspannungen Analogien zu den Spannungsverläufen des Schweißzusatzwerkstoffes, Abbildung 5.7.2 links. Im Gegensatz zu den homogenen Werkstoffversuchen ist hier bei den heterogenen Schweißproben nur noch von Nennspannung die Rede, da lokal von höheren Spannungen ausgegangen wird. Alle dehnungsgeregelten Versuche zeigen innerhalb der ersten 10 Zyklen einen Anstieg der Nennspannungsamplitude, wobei die Höhe des Anstiegs mit abnehmender Dehnungsschwingweite abnimmt (nicht zu verwechseln mit der Aufschwingprozedur einzelner Versuche). Anschließend fallen die Verläufe aufgrund der zyklischen Entfestigung, wobei der

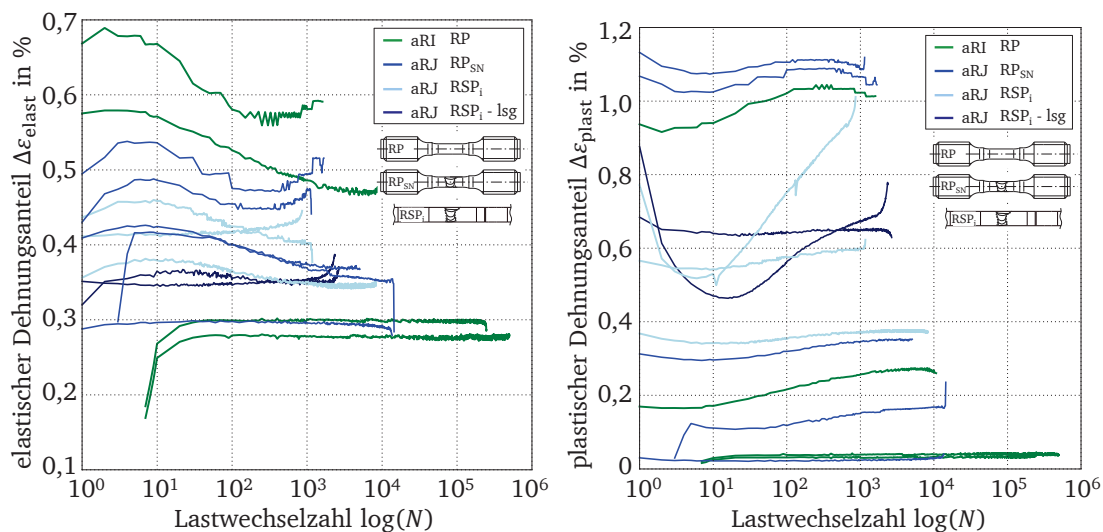
Anteil der zyklischen Entfestigung mit abnehmender Dehnungsschwingweite sinkt. Bei den hohen Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\epsilon \geq 1,5\%$ ) kommt es abschließend noch zu einer Verfestigung, die den Hauptanteil des Versuches ausmacht und bis zum Anriss anhält.

Zwei kraftgeregelte Versuche zeigen, umgekehrt zum Spannungsverlauf bei Dehnungsregelung, einen anfänglichen Dehnungsabfall mit anschließendem Anstieg der Dehnungen, 5.7.2 rechts.



**Abbildung 5.7.2** Verläufe der Nennspannungsamplituden und der geregelten Dehnungsschwingweite über der Lastwechselzahl der durchgeführten Versuche an geschweißten Proben mit idealisiertem Probenquerschnitt.

Die Verläufe der elastischen Dehnungsanteile spiegeln erwartungsgemäß die Nennspannungsverläufe wider, 5.7.3 links. Die Verläufe der plastischen Dehnungsanteile sind vergleichbar zu den Verläufen der Dehnungsschwingweiten und zeigen ähnliche Verläufe wie das reine Schweißgut (aRI) bei vergleichbaren Dehnungsschwingweiten, 5.7.3 rechts.

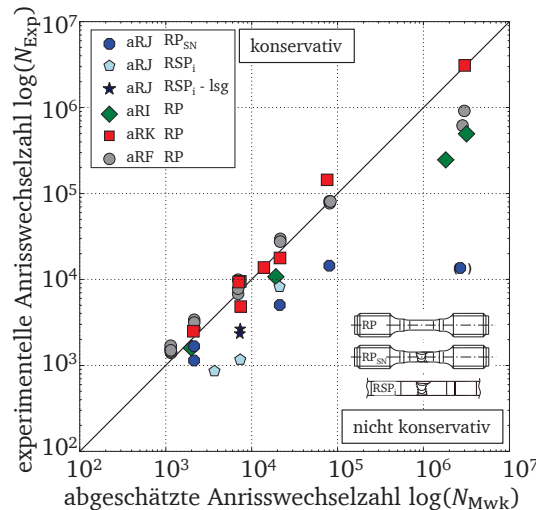


**Abbildung 5.7.3** Verläufe der elastischen und plastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl der durchgeführten Versuche an geschweißten Proben mit idealisiertem Probenquerschnitt.



### Erweiterte Lebensdauerbewertung und Werkstoffmodellierung

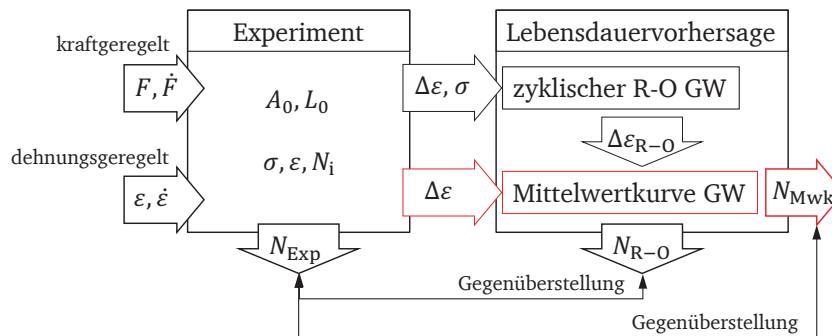
Die metallurgische Schweißnaht führt aufgrund der heterogenen Verteilung der Werkstoffeigenschaften zu einer lokal unterschiedlichen Dehnungs- und Spannungsverteilung. Überlagerte Beanspruchungen, wie zum Beispiel eine zusätzliche Biegebeanspruchung, sind bei den bauteilnahen Proben nicht auszuschließen und führen zu lokalen Überhöhungen der Dehnungs- und Spannungswerte. Diese lassen sich durch die „konventionelle“ Versuchsführung nicht identifizieren und müssen somit auf einem anderen Wege Berücksichtigung finden. Die unzureichende Lebensdauerabschätzung der bauteilnahen Probe lässt sich anhand der Bewertung mit Hilfe des dehnungsbasierten Ansatzes am Grundwerkstoff (rote Kurve in Abbildung 5.7.1 links) nachvollziehen. Hierbei wird die Lebensdauer der geschweißten bauteilnahen Proben direkt über die entsprechende Dehnungsschwingweite ermittelt ( $N_{Mwk}$  - Lastwechselzahl der Mittelwertkurve). Die direkte Gegenüberstellung der so abgeschätzten mit der experimentellen Lebensdauer  $N_{Exp}$  in Abbildung 5.7.4 zeigt die unzureichende Bewertung.



**Abbildung 5.7.4** Lebensdauerprognose mit Hilfe der dehnungsbasierten Mittelwertkurve nach Langer.

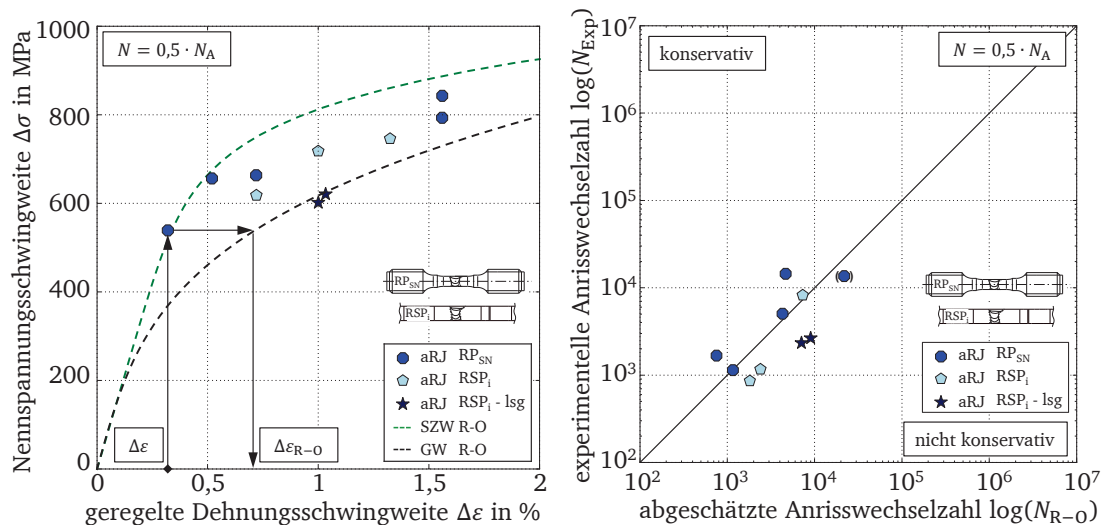
Durch die 45° Darstellung lassen sich unzureichende Abschätzungen oder eine zu hohe Konservativität in der Bewertung ausmachen. Die bauteilnahen Proben (aRJ) zeigen wie erwartet eine Überschätzung der Lebensdauer. Bei höheren Lebensdauern zeigen sich auch für die homogenen Werkstoffproben bereits leichte Abweichungen.

Im vorliegenden Fall wird die Lebensdauer  $N_{Mwk}$  direkt aus der gesamten Dehnungsschwingweite  $\Delta\epsilon$  des Experiments mit einer bekannten Mittelwertkurve für den Grundwerkstoff ermittelt, was dem roten Pfad in Abbildung 5.7.5 entspricht. Die durchgeführten Experimente sind entweder dehnungs- oder kraftgeregelt und beziehen als Eingangsgröße entweder die Dehnung (über der Messlänge  $L_0$ ) oder die Kraft. Als Ausgabe für die beschriebene Abschätzung (roter Pfad) genügt also allein die gesamte Dehnungsschwingweite des Experiments und eine Mittelwertkurve, die aus der Literatur oder vorherigen Experimenten bekannt sein muss.



**Abbildung 5.7.5** Schematische Darstellung zur Lebensdauerprognose der bauteilnahen Versuche.

In der vorliegenden Schweißnahtkombination, bei der die Schweißnaht eine deutlich höhere Fließgrenze besitzt als der umliegende Grundwerkstoff, treten in den bauteilnahen Proben höhere Nennspannungen, als im Vergleich zu den homogenen Grundwerkstoffproben auf, siehe Abbildung 5.7.6 links. Neben der geringeren Lebensdauer der bauteilnahen Proben durch die metallurgische Schweißnaht, lassen sich versagensrelevante Risse und Brüche auch außerhalb der Schweißnaht feststellen, sodass das unmittelbare Ermüdungsversagen nicht ausschließlich innerhalb der Schweißnaht zu finden ist.



**Abbildung 5.7.6** Nennspannungsschwingweite der geschweißten Proben im Vergleich zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs und Schweißgutes, und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose der geschweißten Proben.

Das Versagen im Grundwerkstoff außerhalb der Schweißnaht führt zu der Idee, die überhöht ermittelten Nennspannungen aufgrund der geregelten Dehnungsschwingweite  $\Delta\epsilon$  zu nutzen, um sie auf die bekannte zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve (nach Ramberg-Osgood) des Grundwerkstoffs zu projizieren und somit eine neue korrigierte Dehnungsschwingweite  $\Delta\epsilon_{R-O}$  zu bestimmen, die das lokale Verhalten im Bereich des Grundwerkstoffs der Proben mit Schweißnaht aufgrund der Spannungsüberhöhung repräsentiert, Abbildung 5.7.5 (schwarzer Pfad) und 5.7.6 links. Die geregelte Dehnungsschwingweite bildet somit die tatsächlich auftretende lokale Dehnungsüberhöhung im Grundwerkstoff nicht ab. Sie lässt sich nun über den Umweg der allgemein auftretenden Spannungen abschätzen. Die neue Dehnungsschwingweite wird anschließend



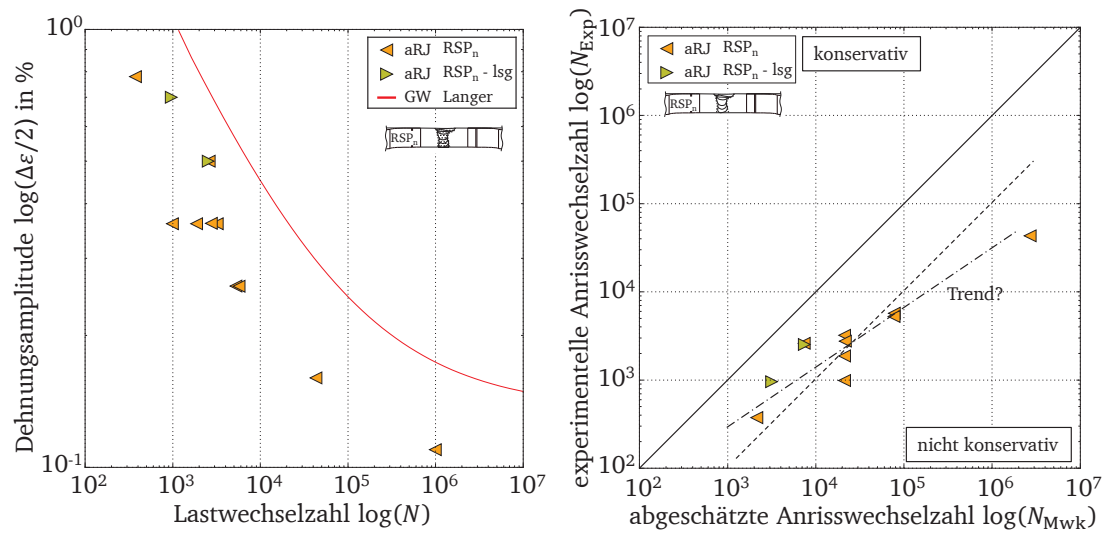
genutzt, um wie zuvor die Lebensdauer anhand der bekannten Mittelwertkurve zu berechnen  $N_{R-O}$ . Das beschriebene Vorgehen ist in Abbildung 5.7.5 schematisch dargestellt. Die Gegenüberstellung der korrigierten Lebensdauer  $N_{R-O}$  mit der experimentellen Lebensdauer zeigt eine deutlich bessere Übereinstimmung, Abbildung 5.7.6 rechts. Sogar der einzeln geklammerte Versuch zeigt aufgrund des Einschlusses eine deutlich erhöhte Spannung, die zu einer guten Anpassung mit der vorgestellten Korrektur führt. Somit lässt sich ohne die direkte Kenntnis über das Werkstoffverhalten des Schweißzusatzwerkstoffs über den Umweg der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs die Lebensdauer der bauteilnahen Proben korrigieren. Eine Korrektur allein auf Grundlage der Werkstoff-Wöhlerlinie des Grundwerkstoffs durch Einführung eines Korrekturfaktors, wie er in der Literatur beschrieben [90] ist, ist an dieser Stelle nicht zielführend, da der Korrekturfaktor stark vom Ort der Regelung abhängt. Eine Regelung ausschließlich im homogenen Grundwerkstoff, als klaren Referenzwert, ist aufgrund der starken Dehnungsgradienten innerhalb der begrenzten Probengeometrie in dieser Arbeit nicht möglich.

### 5.7.2. Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteter Schweißnaht

Eine zweite Versuchsserie umfasst die Rohrsegmentproben mit einer praxisnahen nachbearbeiteten Schweißnaht. Dazu sind die Schweißnähte vollständig händisch beschliffen, wodurch die Wurzel- und Decklagenüberhöhung einschließlich der zugehörigen Kerben entfernt werden. Die Nachbearbeitung der Schweißnaht hat zur Folge, dass an dieser Stelle keine konstante Rohrwanddicke vorliegt. Zur Ermittlung der Spannungen wird der kleinste individuelle Querschnitt der einzelnen Proben mit Hilfe eines Messschiebers (angegebene Messgenauigkeit 0,05 mm) gemessen. Die Proben werden ohne Vorrichtung gegen das Ausknicken der Probe geprüft, sodass aufgrund des Verzugs der Probe und den relativ hohen Dehnungsschwingweiten mit einer zusätzlichen Biegebeanspruchung während der Versuchsführung zu rechnen ist. Die Dehnungsregelung erfolgt wieder so, dass die Schweißnaht innerhalb der Anfangsmesslänge des Extensometers liegt. Da es keine klare geometrische Referenz gibt, lässt sich das Extensometer zur Dehnungsregelung nicht immer exakt an der gleichen Position entlang der Schweißnaht platzieren.

#### Lebensdauerbewertung

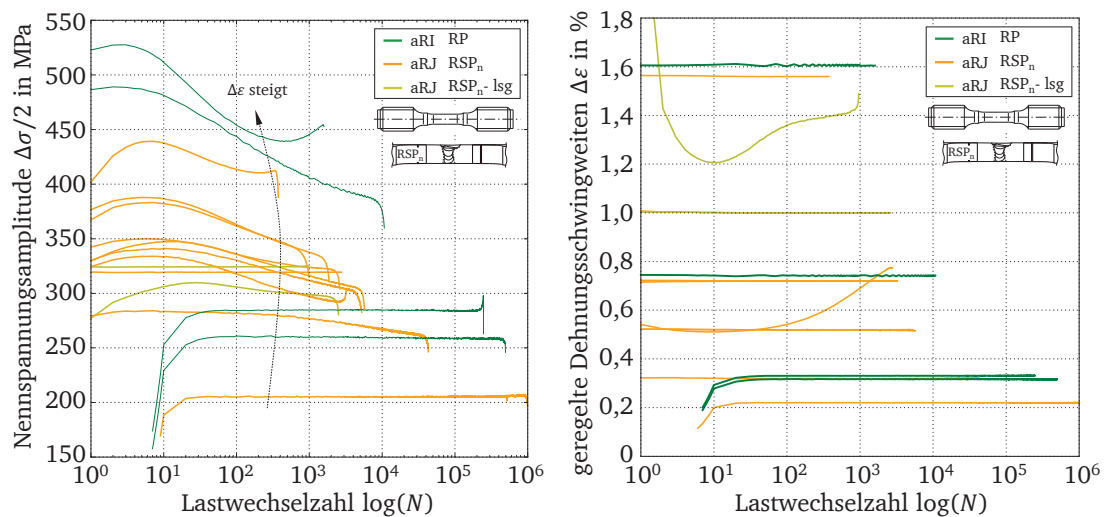
Die nachbearbeiteten Rohrsegmentproben im dehnungsbasierten Lebensdauer-Schaubild zeigen erneut die reduzierte Lebensdauer aufgrund der metallurgischen Schweißnaht, Abbildung 5.7.7. Die nachbearbeiteten Rohrsegmentproben ( $RSP_n$ ) zeigen tendenziell kürzere Lebensdauern als die Proben mit einem idealisiertem Querschnitt ( $RP_{SN}$  und  $RSP_i$ ). Die Darstellung der Versuche an den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben im  $45^\circ$  Schaubild, nur auf Grundlage der geregelten Dehnungsschwingweite, zeigt deutlich die Überschätzung der Lebensdauer im Vergleich zur tatsächlich aufgetretenen Lebensdauer, Abbildung 5.7.7 rechts. Hierbei stellt sich die Frage, welchen Trend die Reduktion der Lebensdauer annimmt und wie sie zu bewerten ist. Ist die Abnahme der Lebensdauer als konstant, zum Beispiel durch einen Faktor von 10 (gestrichelt eingezeichnet) anzunehmen oder zeigen sich noch weitere Abhängigkeiten.



**Abbildung 5.7.7** Lebensdauerbewertung mit Hilfe einer dehnungsbasierten Wöhlerlinie an Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteter Schweißnaht.

### Spannungs- und Dehnungsverläufe

Die Verläufe der Nennspannungsschwingweiten sowie der geregelten Dehnungsschwingweiten sind in Abbildung 5.7.8 dargestellt.



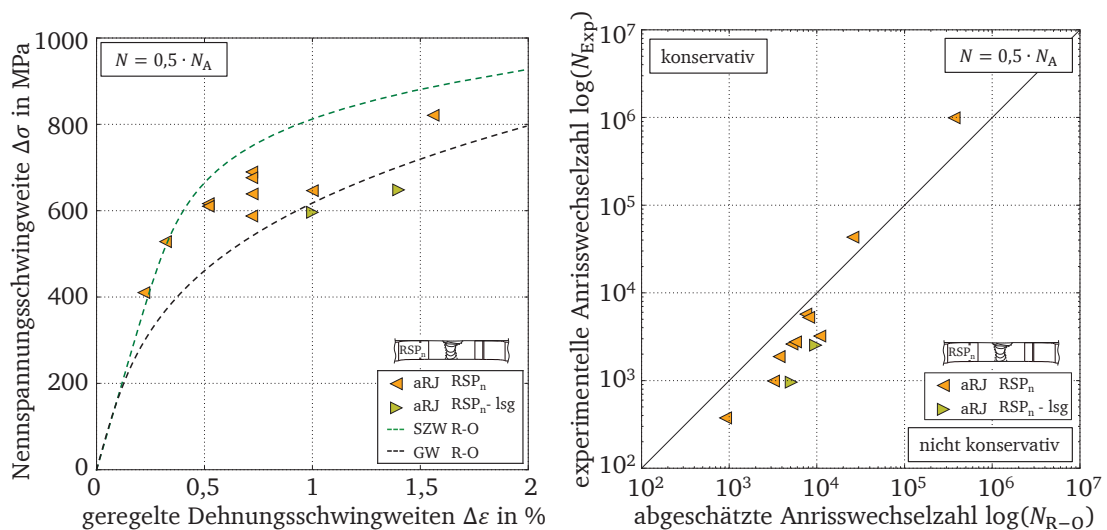
**Abbildung 5.7.8** Verläufe der Nennspannungsschwingweiten und der geregelten Dehnungsschwingweiten über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche an Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteter Schweißnaht.

Dabei zeigt sich, wie bei den idealisierten Proben, eine Analogie der Verläufe zu denen des Schweißzusatzwerkstoffs. Auf die Verläufe der plastischen und elastischen Dehnungsanteile wird an dieser Stelle verzichtet, weil sich daraus keine neuen Erkenntnisse ergeben. Der elastische Dehnungsanteil zeigt wieder den gleichen Verlauf wie die Spannungsschwingweite und der plastische Dehnungsanteil ist vergleichbar mit dem plastischen Dehnungsanteil des Schweißzusatzwerkstoffs bei äquivalenter Dehnungsschwingweite.

### Erweiterte Lebensdauerbewertung und Werkstoffmodellierung

Die maximalen Nennspannungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl  $N = 0,5 \cdot N_A$  der geschweißten nachbearbeiteten Proben, die nicht lösungsgeglüht sind, liegen wieder über dem Niveau der doppelten zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des reinen Grundwerkstoffs (Abbildung 5.7.9 links). Die Streuung der maximalen Spannungsamplitude bei gleicher Dehnungsschwingweite resultiert vermutlich aus dem variierenden Abgriff der Dehnungen (Ort des Extensometers) über der Schweißnaht.

Auffällig ist, dass sich die Nennspannungsamplituden der lösungsgeglühten Proben sowohl beim idealisierten Probentyp (Abbildung 5.7.6 links) als auch beim nachbearbeiteten Probentyp auf Höhe des Grundwerkstoffs wiederfinden, Abbildung 5.7.9 links. Trotzdem ist auch bei diesem Probentyp eine reduzierte Lebensdauer erkennbar, Abbildung 5.7.7. Somit stellt sich die Frage, ob das Lösungsglühen zu einer Homogenisierung der geschweißten Werkstoffkombination führt und wie die Reduzierung der Lebensdauer dieser Probentypen (lsg) zustande kommt.



**Abbildung 5.7.9** Maximale Nennspannungsamplituden der nachbearbeiteten Rohrsegmentproben über der geregelten Dehnungsschwingweite im Vergleich zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs und Schweißgutes, und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose dieser Proben.

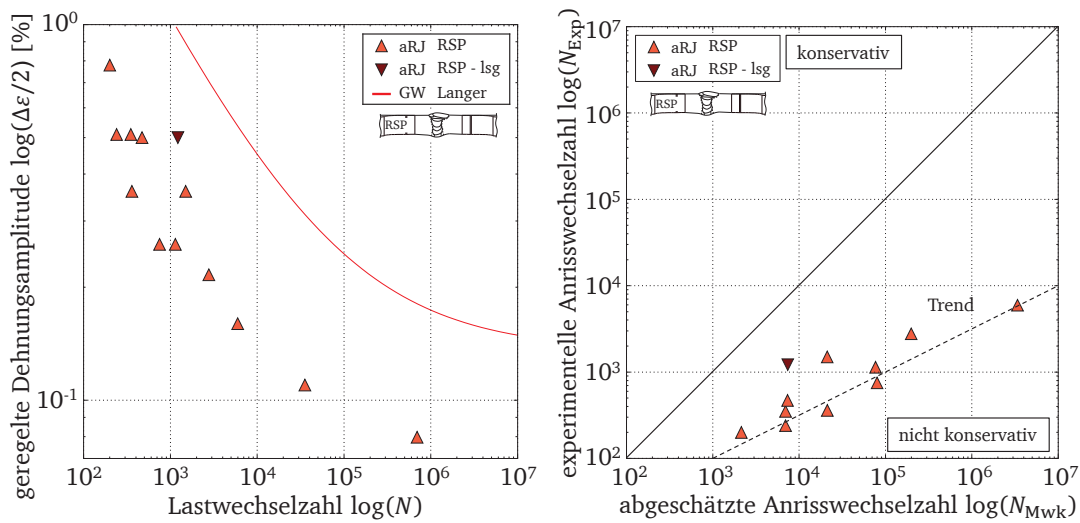
Nichtsdestotrotz führt eine Korrektur der geregelten Dehnungsschwingweite über die zyklische Ramberg-Osgood-Kurve des Grundwerkstoffs auch im Fall der nachbearbeiteten Proben zu einer deutlich verbesserten Lebensdauerbewertung (Abbildung 5.7.9 rechts), wobei im Bereich der niedrigen Lebensdauern die Anpassungen noch auf der nicht konservativen Seite liegen. In diesem Bereich sind die Dehnungsschwingweiten hoch, weswegen sich eine überlagerte Biegebeanspruchung deutlich stärker auswirkt, was sich nicht unmittelbar in der Nennspannung widerspiegelt.

### 5.7.3. Rohrsegmentproben mit unbearbeiteter Schweißnaht

Die dritte und letzte Versuchsserie umfasst Ermüdungsversuche an unbearbeiteten Schweißnähten (RSP), mit allen geometrischen Schweißnaht-Charakteristiken wie Verzug und Kerbradien.

#### Lebensdauerbewertung

Aufgrund der Kerbradien entspricht dieser Probentyp einer gekerbten Bauteilprobe, die aufgrund der geometrischen Kerbe eine zusätzliche Spannungsüberhöhung erfährt. Diese Überhöhung spiegelt sich in einer zusätzlichen Reduzierung der Lebensdauer wider, Abbildung 5.7.10.



**Abbildung 5.7.10** Lebensdauerbewertung mit Hilfe der dehnungsbasierten Wöhlerlinie nach Langer an Rohrsegmentproben mit unbearbeiteter Schweißnaht.

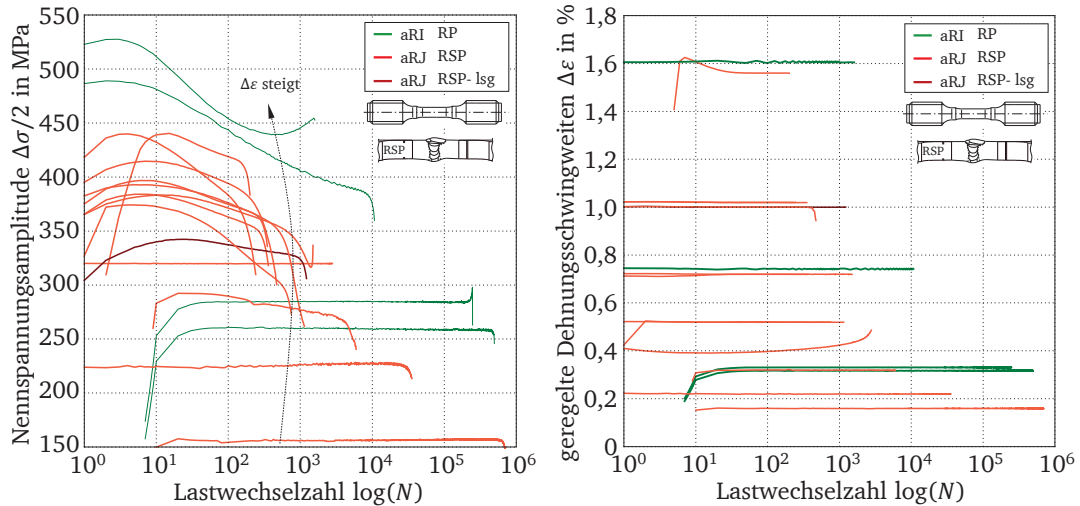
Welche der vier Kerben (2 Kerben je Deck- und Wurzellage) dabei versagensrelevant ist, liegt einerseits am vorherrschenden Kerbradius und andererseits an der lokalen Beanspruchungshöhe. Wie bei den Versuchen an den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben kommt keine Vorrichtung gegen das Ausknicken der Proben zum Einsatz. Das Ausknicken einzelner Proben führt dazu, dass gegebenenfalls sehr scharfe Kerben entlastet werden und sich damit mildere Kerben zur versagensrelevante Stelle entwickeln.

Teilweise werden an den Rohrsegmentproben die geregelten Dehnungsschwingweiten so klein gewählt ( $\Delta\epsilon = 0,2\%$ ), dass mit der Dehnungswöhlerlinie nach Langer keine Abschätzung mehr getroffen werden kann. Die Gegenüberstellung zwischen abgeschätzter und experimenteller Lebensdauer zeigt diesmal deutlich, dass es nicht ausreicht, die Mittelwertkurve zur Beschreibung der Lebensdauer des Grundwerkstoffs nur parallel zu verschieben, Abbildung 5.7.10 rechts.

#### Spannungs- und Dehnungsverläufe

Die Verläufe der Nennspannungsschwingweiten der unbearbeiteten Rohrsegmentproben gleichen denen aus den vorherigen bauteilnahen Versuchen, Abbildung 5.7.11. Ein Unterschied zeigt sich jedoch in der Phase des Lastabfalls (dem Bereich vor Bruch der Probe, der mit 5% bewertet wird) der augenscheinlich länger ausfällt als bei den nachbearbeiteten und idealisierten Proben, Abbildung 5.7.11 links. Grund hierfür ist die Stützwirkung gekerbter Proben. Hierbei führt ein vorliegender Spannungsgradient zu einem reduzierten Rissfortschritt im Gegensatz zu glatten

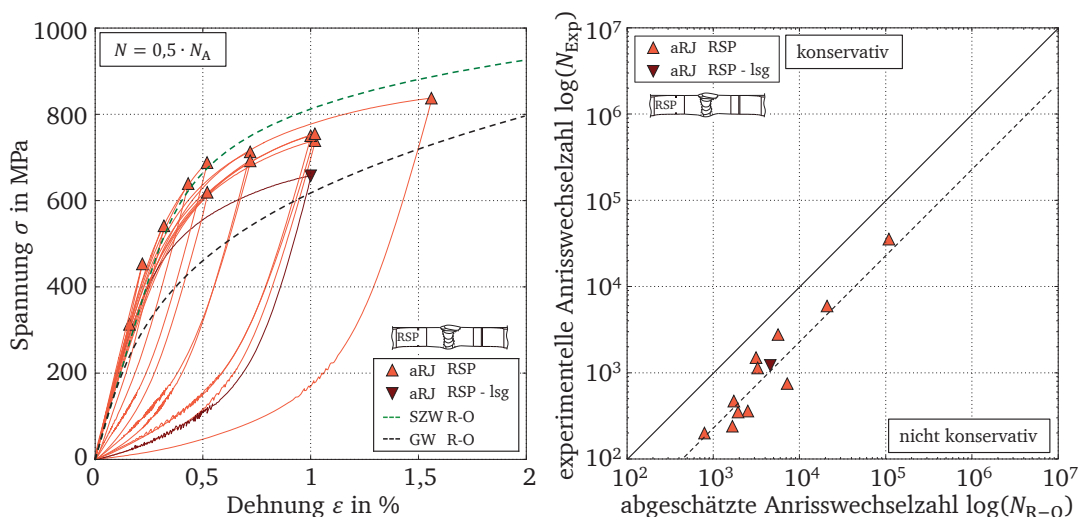
Proben ohne Spannungsgradienten. Somit findet der Lastabfall an gekerbten Proben allgemein langsamer statt. Die Verläufe der geregelten Dehnungsschwingweiten zeigen keine Auffälligkeiten, Abbildung 5.7.11 rechts.



**Abbildung 5.7.11** Verläufe der Nennspannungsschwingweiten und der geregelten Dehnungsschwingweite über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche an Rohrsegmentproben mit unbearbeiteter Schweißnaht.

### Erweiterte Lebensdauerbewertung und Werkstoffmodellierung

Die maximalen Nennspannungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl  $N = 0,5 \cdot N_A$ , ausschließlich des lösungsgeglühten Versuchs, zeigen eine gute Annäherung an die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve des Schweißzusatzwerkstoffes, Abbildung 5.7.12 links.



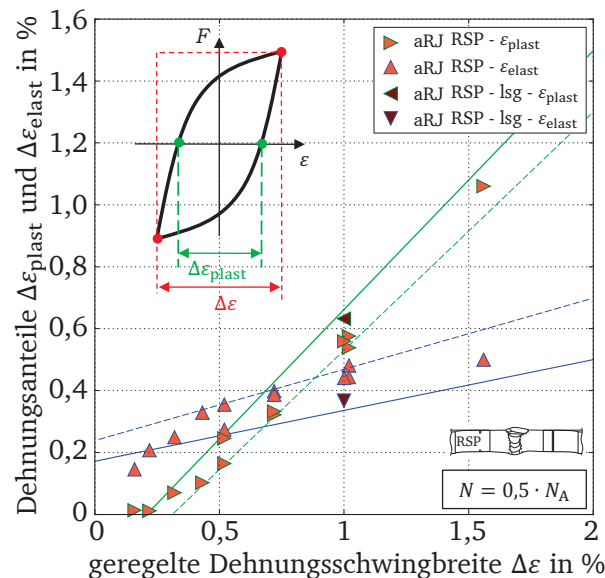
**Abbildung 5.7.12** Maximale Nennspannungsschwingweiten über der Dehnung der unbearbeiteten Rohrsegmentproben im Vergleich zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffes und Schweißgutes, und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose dieser Proben.

Die Ramberg-Osgood-Anpassung des Schweißzusatzwerkstoffes bildet dabei nicht nur die maximalen Spannungsschwingweiten der Rohrsegmentproben ab, sondern beschreibt wie beim Schweiß-

zusatzwerkstoff auch den vollständigen Hysteresen-Ast. Somit lässt sich allein durch die geschweißten Rohrsegmentproben das Werkstoffverhalten des reinen Schweißzusatzwerkstoffs nachempfinden. Die Streuung der einzelnen Nennspannungsamplituden auf einem Dehnungsniveau fällt geringer aus, als bei den nachbearbeiteten Probentypen. Grund hierfür ist die bessere Möglichkeit, das Extensometer zur Dehnungsaufnahme entlang aller Proben exakt an der gleichen Stelle der Schweißnaht zu positionieren. Mit der geringen Streuung bestätigt sich auch die Aussage, dass der automatisierte Schweißprozess reproduzierbar gute Ergebnisse liefert und somit die Vergleichbarkeit der Rohre untereinander zulässig ist. Die Spannungsamplitude der einzelnen lösungsgeglühten Probe ist wie erwartet mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs beschreibbar. Dies deckt sich somit, mit den Ergebnissen an den vorherigen Probentypen.

Die Korrektur der Lebensdauer über das zyklische Spannungs-Dehnungs-Verhalten führt erwartungsgemäß zu einer verbesserten Lebensdauerabschätzung. Dabei berücksichtigt die Korrektur nur den Unterschied der Werkstoffeigenschaften zum Grundwerkstoff und hat keinen Einfluss auf lokale Spannungsüberhöhungen aufgrund der geometrischen Imperfektionen. Daher repräsentiert die bestehende konstante Abweichung den Einfluss der Geometrie auf die Lebensdauer – vorzugsweise der Schweißnahtkerben. Die noch bestehende Abweichung lässt sich bestenfalls durch eine Kerbwirkungszahl erfassen.

Da das Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Rohrsegmentproben das des Schweißzusatzwerkstoffs annähernd widerspiegelt, sollten auch die elastischen und plastischen Dehnungsanteile dem Werkstoffverhalten des Schweißzusatzwerkstoffes entsprechen. In der Gegenüberstellung zeigt sich auch hier eine gute Übereinstimmung der Dehnungsanteile mit denen des Schweißzusatzwerkstoffes, Abbildung 5.7.13.



**Abbildung 5.7.13** Elastische und plastische Dehnungsanteile der Hysteresen über der Dehnungsschwingweite bei halber Anrisswechselzahl der unbearbeiteten Rohrsegmentproben.

Nur bei kleinen Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\epsilon \leq 0,36\%$ ) gibt es Abweichungen zu der linearen Approximation der jeweiligen Dehnungsanteile. Wobei die vollständige lineare Approximation irreführend ist, da bei einer Dehnungsschwingweite, die gegen Null geht, auch beide Dehnungsanteile gegen Null gehen müssen.

Abschließend lassen sich für die geschweißten bauteilnahen Proben folgende Punkte zusammenfassen:

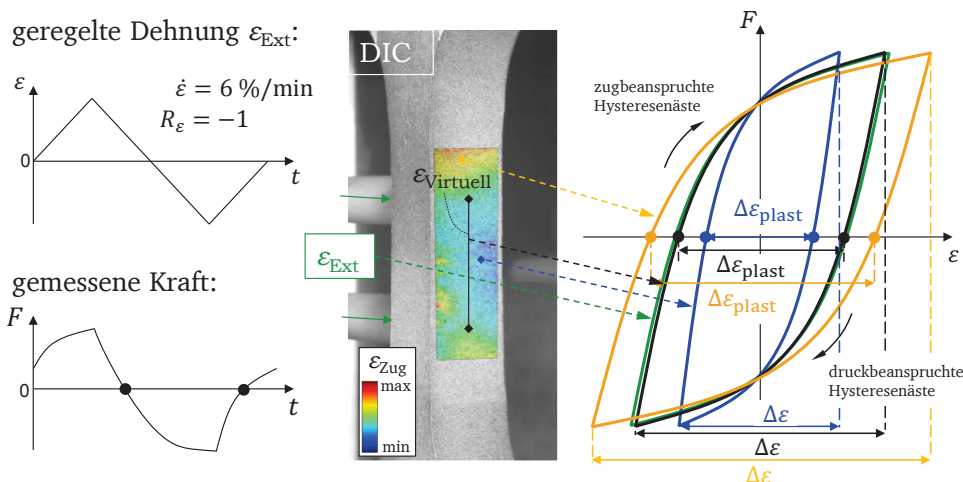
- unabhängig vom geschweißten Probentyp erfolgt im Vergleich zu den homogenen Werkstoffversuchen bei vergleichbar geregelter Dehnungsschwingweite eine Reduzierung der Lebensdauer aufgrund der metallurgischen Schweißnaht,
- aufgrund der Dehnungsregelung der bauteilnahen Proben über die Schweißnaht hinweg, entspricht ihr Werkstoffverhalten in guter Näherung dem Werkstoffverhalten des Schweißzusatzwerkstoffes,
- durch die Korrektur der geregelten Dehnungsschwingweite auf eine projizierte Dehnungsschwingweite im Grundwerkstoff, lässt sich unabhängig vom Werkstoffverhalten der Schweißnaht eine gute Anpassung zwischen abgeschätzter und experimenteller Lebensdauer ermitteln,
- die Korrektur der Lebensdauer erfordert jedoch die Kenntnis der maximalen Nennspannungsamplitude,
- geometrische Imperfektionen, die unbearbeitete Schweißnähte ausweisen, führen zur weiteren Lebensdauerreduktion im Vergleich zu nachbearbeiteten Schweißnähten, und müssen getrennt von der vorgestellten Korrektur erfasst werden und
- die lösungsgeglühten Proben entsprechen in ihrem Werkstoffverhalten dem Grundwerkstoff

## 6. Konzeptentwicklung zur lokalen Werkstoffbeschreibung

Die Ermittlung der lokalen Werkstoffeigenschaften an geschweißten bauteilnahen Proben beruht auf einer periodisch wiederkehrenden Wechselbeanspruchung. Eine vollständige Wechselbeanspruchung führt in der Regel zu einer geschlossenen Spannungs-Dehnungs-Hysteresese. Dies gilt sowohl global für die Spannungs-Dehnungs-Hysteresese wie auch für lokale Spannungs-Dehnungs-Beziehungen innerhalb der Probe. Die lokale Bewertung der Hysteresese erfolgt wie in Abschnitt 5.5.2. Dabei werden die lokalen Dehnungen anhand der digitalen Bildkorrelation gemessen. Zur Ermittlung der lokalen Spannungsantwort stehen neben der flächigen Dehnungsverteilung zwei globale Versuchsgrößen als weitere Information zur Verfügung. Dies sind zum einen die geregelte Dehnung, die mit Hilfe des mechanischen Dehnungsaufnehmers (Seitenextensometer) aufgebracht wird, und zum anderen die daraus resultierende Kraftantwort des Gesamtsystems. Nachfolgend wird erläutert, wie aus den lokalen Dehnungsanteilen und -verläufen sowie der globalen Kraftantwort lokale Werkstoffeigenschaften ermittelt werden.

### 6.1. Ermittlung der elastischen und plastische Dehnungsanteile

In dieser Arbeit werden die Dehnung und damit auch die jeweiligen Dehnungsanteile  $\Delta\varepsilon_{\text{ges}}$ ,  $\Delta\varepsilon_{\text{plast}}$  und  $\Delta\varepsilon_{\text{elast}}$  lokal anhand der digitalen Bildkorrelation flächig entlang der gesamten Probe bestimmt. Die elastische Dehnungsschwingweite lässt sich aus der gesamten und der plastischen Dehnungsschwingweite nach Gleichung (3.1) herleiten. Zur Abschätzung der plastischen Dehnungsschwingweite wird die vereinfachte Annahme getroffen, dass der Kraft-Null-Durchgang eines Hysteresenastes vergleichbar mit dem Anhalten des Versuchs ist und somit die bestehende Dehnungsänderung im Vergleich zur Dehnung im unbelasteten Referenzzustand der bleibenden, plastischen Dehnung entspricht, siehe Abbildung 6.1.1. Hierbei wird davon ausgegangen, dass lokale Eigenspannungen zu vernachlässigen sind. Somit markieren die Kraft-Null-Durchgänge der beiden Hysteresenäste die plastische Dehnungsschwingweite, die nun für jede lokale Kraft-Dehnungs-Hysteresese ermittelt werden kann – analog zur Vorgehensweise der globalen Versuchsauswertung in Abschnitt 5.5.2.



**Abbildung 6.1.1** Ermittlung der lokalen plastischen Dehnungsschwingweiten.



In Abbildung 6.1.1 sind links die beiden globalen Versuchsgrößen – Extensometerdehnung und Kraft –, in der Mitte eine gemessene Dehnungsverteilung (in Längsrichtung der Probe) im Zustand der maximalen Zugbelastung und rechts unterschiedliche Kraft-Dehnungs-Hysteresen zugehörig zur dargestellten Dehnungsverteilung abgebildet. Zur Kontrolle der gemessenen lokalen Dehnungsverteilung wird dem regelnden mechanischen Extensometer  $\varepsilon_{\text{Ext}}$  auf der Seite der Dehnungsmessung ein virtuelles Extensometer  $\varepsilon_{\text{Virtuell}}$  mit vergleichbarer Lage und Abmessung gegenübergestellt. Beide Hysteresen-Verläufe sollten annähernd identisch sein. Ist der Vergleich zwischen mechanischem und virtuellem Extensometer plausibel, so wird davon ausgegangen, dass alle weiteren lokalen Dehnungen und damit die gesamte flächige Dehnungsverteilung ebenfalls plausibel ist.

Im Beispiel in Abbildung 6.1.1 entspricht die gelbe Hysterese einer Hysterese aus dem Bereich der hohen Dehnungen und die blaue Hysterese einer Hysterese aus dem Bereich der niedrigen Dehnungen. Die schwarze Hysterese entspricht dem virtuellen Extensometer, das dem mechanischen Extensometer (grüne Hysterese) gegenübergestellt wird. Somit ergeben sich lokal unterschiedliche Kraft-Dehnungs-Hysteresen für unterschiedliche Probenbereiche, mit entsprechend individuellen Dehnungsschwingweiten und damit auch lokal unterschiedlichen plastischen Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon_{\text{plast}}$  beim Kraft-Null-Durchgang. In Abschnitt 7.2 wird gezeigt, dass die Abschätzung der plastischen Dehnungsschwingweiten durch den Kraft-Null-Durchgang annähernd der Abschätzung durch den Elastizitätsmodul entspricht, siehe Abbildung 5.6.4. Ist der werkstoffspezifische Elastizitätsmodul bekannt, ergibt sich damit und mit der elastischen Dehnungsschwingweite die lokale Spannungsschwingweite (entsprechend der Richtung der ausgewerteten Dehnungen). Der Übersicht halber sind die Hysteresen in Abbildung 6.1.1 schematisch und vereinfachend symmetrisch um den Nullpunkt angeordnet. In der Realität können sowohl Mitteldehnung als auch Mittelspannungen auftreten.

## 6.2. Ermittlung der Spannungs-Dehnungs-Beziehung

### 6.2.1. Annahme einer konstanten Spannung

In einem ersten Schritt wird die gemessene Kraft gleichmäßig auf den Probenquerschnitt verteilt. Das bedeutet, dass an jedem untersuchten Punkt der Probe die Spannungsbeziehung *Kraft durch Querschnittsfläche* nach Gleichung (A.1) gilt und sie somit unabhängig von der lokalen Dehnungsverteilung ausfällt. Die sogenannte Nennspannung  $\sigma_N$  (Abbildung 6.2.1 [2]) wird dazu aus dem Kraftverlauf und dem geringsten Querschnitt gebildet. Diese sogenannte iso-Spannung, also ein vereinfacht unterstellter globaler Spannungszustand wird bereits in der Literatur [94, 96] angenommen, um das lokale Werkstoffverhalten an Schweißverbindungen zu charakterisieren. Aus den lokal verschiedenen Dehnungsverläufen [3] ergeben sich mit dem konstanten Nennspannungsverlauf individuelle Spannungs-Dehnungs-Verläufe [4] für die unterschiedlichen Probenbereiche, die sich anschließend hinsichtlich ihrer Steifigkeit  $\hat{E}$  und der Fließbedingung untersuchen lassen.

Innerhalb des konstanten Querschnitts führt die metallurgische Schweißnaht zu einer Umverteilung der lokalen Dehnungen, was sich wiederum an der Verteilung der elastischen Dehnungsanteile und lokalen Steifigkeiten bemerkbar macht.

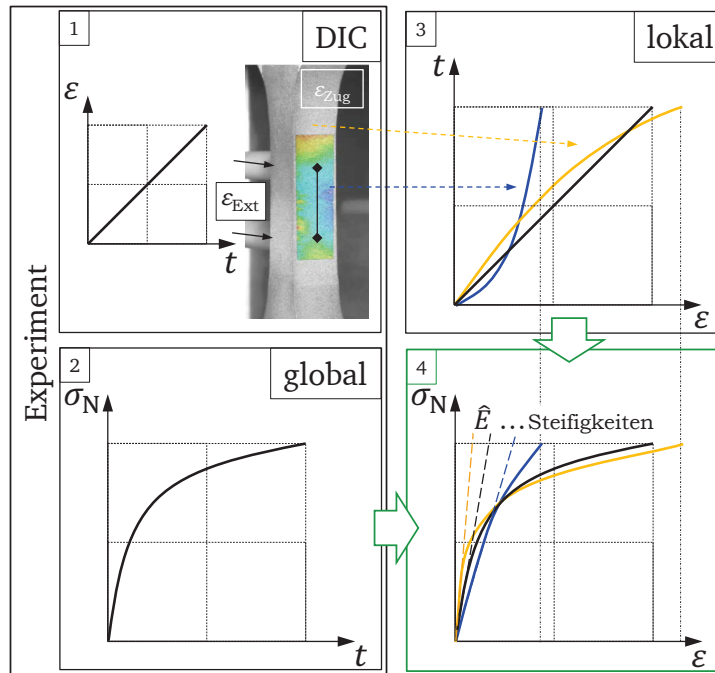
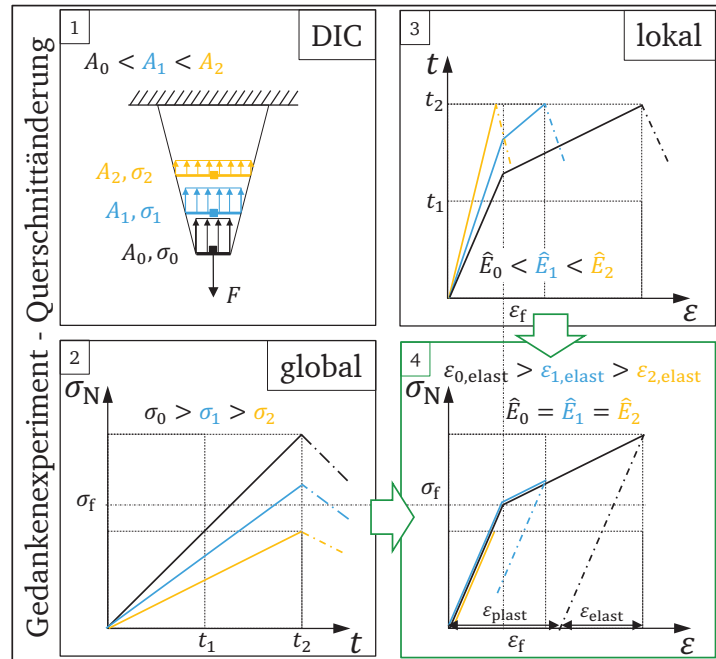


Abbildung 6.2.1 Lokales Werkstoffverhalten bei der Annahme einer konstanten Spannung.

### 6.2.2. Gedankenexperimente zur Konzeptanwendung

Geometrische Kerben führen ebenfalls zur Umverteilung von lokalen Dehnungen. Im Gegensatz zum vorgestellten Konzept an Proben mit idealisiertem Querschnitt (konstante Spannungsverteilung) führt die geometrische Kerbe zur Umverteilung der lokalen Spannungen. Ein Vergleich zwischen geometrischer und metallurgischer Kerbe soll anhand ausgewählter Gedankenexperimente erfolgen.

In einem ersten Gedankenexperiment wird eine trapezförmige Probe mit abnehmenden Probenquerschnitt betrachtet, siehe Abbildung 6.2.2 [1]. Die Beanspruchung erfolgt homogen am geringsten Probenquerschnitt und wird zeitlich linear gesteigert, so dass sich entlang der Probenquerschnitte bei homogener Werkstoffverteilung unterschiedliche lineare Spannungs-Zeit-Verläufe ergeben [2]. Unter der Annahme eines isotropen Werkstoffverhaltens, das unabhängig von der Beanspruchungsgeschwindigkeit und -höhe in allen Richtungen gleich ausfällt und unter Vorgabe eines bilinearen Werkstoffgesetzes ergeben sich entlang unterschiedlicher Querschnitte lokal verschiedene Zeit-Dehnungs-Verläufe [3]. Abhängig vom jeweiligen Querschnitt steigen bis zum Erreichen der werkstoffabhängigen Fließdehnung  $\epsilon_f$  die lokalen Dehnungen unterschiedlich schnell an (unterschiedliche Dehnraten / Fließgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$ ), was sich in verschiedenen Steigungen in den Anfangsbereichen der Kurven bemerkbar macht. Nach Erreichen der konstanten Fließdehnung verfestigt der Werkstoff, so dass sich die Fließgeschwindigkeit und damit die Steigung der Dehnungen für alle Kurven im anschließenden Bereich ändert. Die lokalen Dehnungsverläufe ergeben bei bekannten Spannungsverläufen für jeden Querschnitt das gleiche vorgegebene bilineare Werkstoffgesetz [4] mit einheitlicher Anfangssteigung und gleicher Fließbedingung ( $\epsilon_f, \sigma_f$ ).

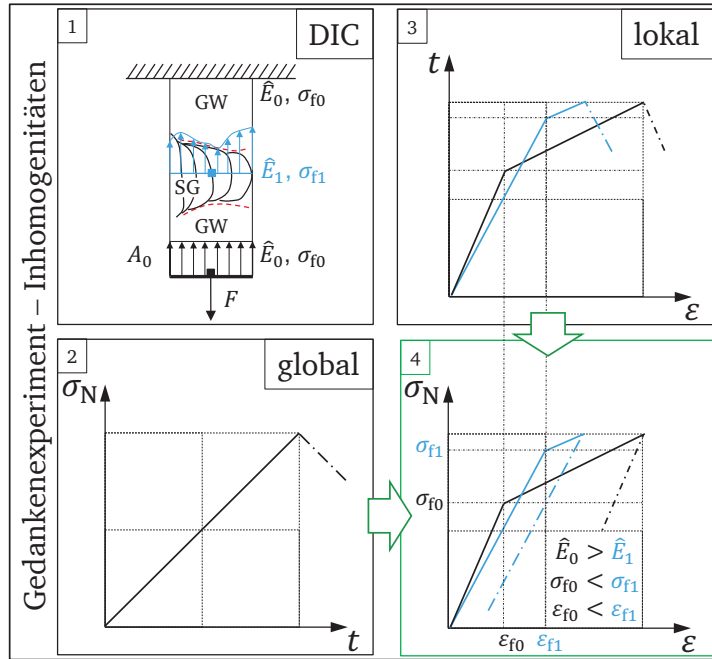


**Abbildung 6.2.2** Ableiten von Spannungs-Dehnungs-Kurven an einer trapezförmigen Probe mit variierendem Querschnitt.

Die querschnittsabhängigen Spannungsverläufe können hierbei einerseits aus den individuellen Querschnittsflächen ermittelt werden. Andererseits ließen sich die Spannungsverläufe durch das Angleichen der lokalen Steifigkeiten  $\hat{E}$  an einen bekannten Wert  $\hat{E}_0$  korrigieren, sollten die individuellen Querschnitte unbekannt sein und nur eine Nennspannung zum Beispiel die des geringsten Querschnitts bekannt sein. Somit ließen sich die Spannungs-Zeit-Kurven entsprechend skalieren und die lokalen Steifigkeiten angleichen, so dass wiederum das bereits bekannte einheitliche Werkstoffgesetz resultiert. Bei einer anschließenden Entlastung (angedeutet durch Strichpunktlinien) stellen sich für die lokalen Dehnungsverläufe unterschiedliche plastische und elastische Dehnungsanteile ( $\varepsilon_{\text{plast}}$  und  $\varepsilon_{\text{elast}}$ ) ein, exemplarisch für die eine Kurve in [4] eingezeichnet. Die Dehnungsanteile aus den lokalen Dehnungsverläufen [3] bei vollständiger Entlastung der Probe (Kraft-Null) würden hierbei den Dehnungsanteilen aus dem bilinearen Werkstoffgesetz bei Erreichen unterschiedlicher Maximaldehnungen entsprechen. Ist der individuelle Querschnitt unbekannt und die Kurven lassen sich nur anhand einer Nennspannung ableiten, sind die lokalen Steifigkeiten und die elastischen Dehnungsanteile in ihrem Verhalten umgekehrt. In diesem Gedankenexperiment ist neben der lokalen Steifigkeit, der elastische Dehnungsanteil Ausdruck für die unterschiedliche Spannungsverteilung.

Im zweiten Gedankenexperiment liegt wie bei einer Schweißnaht ein inhomogener Werkstoffzustand vor (Abbildung 6.2.3 [1]). Der Probenquerschnitt  $A_0$  ist jedoch einheitlich, so dass die Nennspannung für alle Werkstoffbereiche herangezogen wird. Die Nennspannung als globale Größe mittelt alle lokalen Werkstoffeffekte ( $\sigma_1$  in [1]) und wird in diesem Fall wieder als zeitlich linearer Verlauf angenommen [2]. Neben der Vereinheitlichung der Spannungsantwort muss für jeden Querschnittsbereich das Kräftegleichgewicht gewahrt werden und anders als bei einer geometrischen Kerbe sollte es in diesem Fall keine unbelasteten Werkstoffbereiche innerhalb einzelner Querschnittsflächen geben (Näheres dazu im nächsten Gedankenexperiment). So gilt der globale Spannungsverlauf für die Querschnittsflächen, in denen ausschließlich der Grundwerkstoff

(GW) vorliegt, genauso wie für Querschnittflächen, in denen nur das reine Schweißgut (SG) vortreten ist. Auf Grund unterschiedlicher Werkstoffparameter (Inhomogenitäten), die vereinfacht wieder bilinear dargestellt sind, kommt es abhängig von der jeweiligen Lage innerhalb der Probe [1] zu individuellen Dehnungs-Zeit-Verläufen [3]. Somit ergeben sich für den Fall eines linearen Spannungs-Zeit-Verlaufs lokal direkt die individuellen Spannungs-Dehnungs-Beziehungen [4].



**Abbildung 6.2.3** Ableiten von Spannungs-Dehnungs-Kurven an einer quadratischen Probe mit inhomogener Werkstoffverteilung.

Anhand der lokalen Werkstoffbeziehungen lassen sich nun werkstoffspezifische Kenngrößen, wie die lokale Steifigkeit und die Fließbedingung  $f_y(\epsilon_f, \sigma_f)$  ermitteln. Bei Entlastung der Probe ergeben sich anschließend auf Grund der unterschiedlichen Werkstoffbeziehungen lokal unterschiedliche Dehnungsanteile. Abbildung 6.2.3 entspricht vereinfacht dem konzeptionellen Vorgehen in Abbildung 6.1.1 und 6.2.1. Jedoch ist kritisch zu hinterfragen, inwieweit und mit welcher Genauigkeit die einzelnen Kenngrößen wie die Steifigkeit, die Fließbedingungen und die einzelnen Dehnungsanteile ermittelt werden können. Dabei ist zu klären, welche Auswirkung eine lokale Umverteilung der Spannungen auf diese Kenngrößen hat.

Zu diesem Zweck wird das dritte Gedankenexperiment an einer geometrischen Kerbe mit homogenen, isotropen Werkstoffeigenschaften durchgeführt. Im Falle einer geometrischen Kerbe kommt es infolge der Kerbe zu einer Spannungsspitze im Kerbgrund 6.2.4 [1]. Die lineare Nennspannung zeigt wie zuvor auch nur eine globale Antwort, die alle lokalen Spannungseffekte mittelt. Die lokalen Dehnungen zeigen im Bereich der Spannungsspitze deutlich höhere Dehnraten (flacherer Anstieg im Anfangsbereich) und somit auch ein deutlich früheres Einsetzen der Fließdehnung – blauer Verlauf in [2]. Die schwarze Zeit-Dehnungs-Kurve spiegelt die Dehnungen einer ungekerbten Probe wider und somit die zugrunde liegende Werkstoffbeziehung, die bei einer homogenen Werkstoffverteilung überall gelten sollte. Nach einem lokalen Fließbeginn ändert sich im Vergleich zum ersten Gedankenexperiment ein Aspekt grundlegend. Die anschließende Verfestigung wird durch die umliegenden nichtbelasteten und weniger belasteten Bereiche

gebremst, was durch eine veränderte Steigung zwischen der blauen und der schwarzen Kurve im Bereich der Verfestigung erkennbar ist [3]. Die Steigung der blauen Kurve ist im anfänglichen Bereich noch kleiner im Vergleich zur schwarzen Kurve und ändert sich im Bereich der Verfestigung, in dem nun die Steigung der schwarzen Kurve kleiner ist im Vergleich zur blauen Kurve.

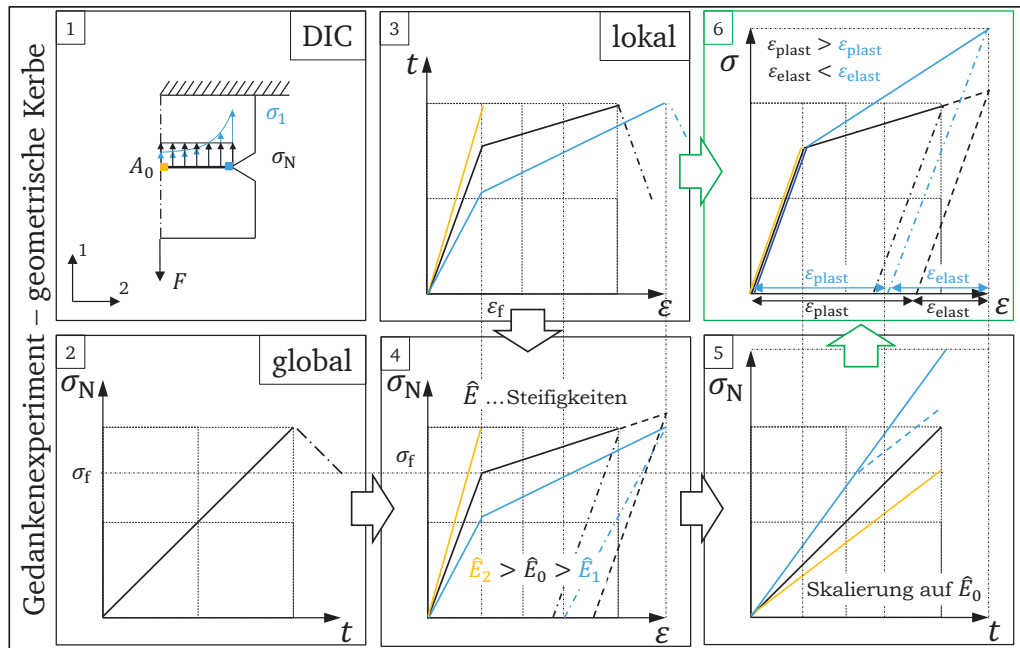


Abbildung 6.2.4 Anwendung des Konzepts auf eine Probe mit geometrischer Kerbe.

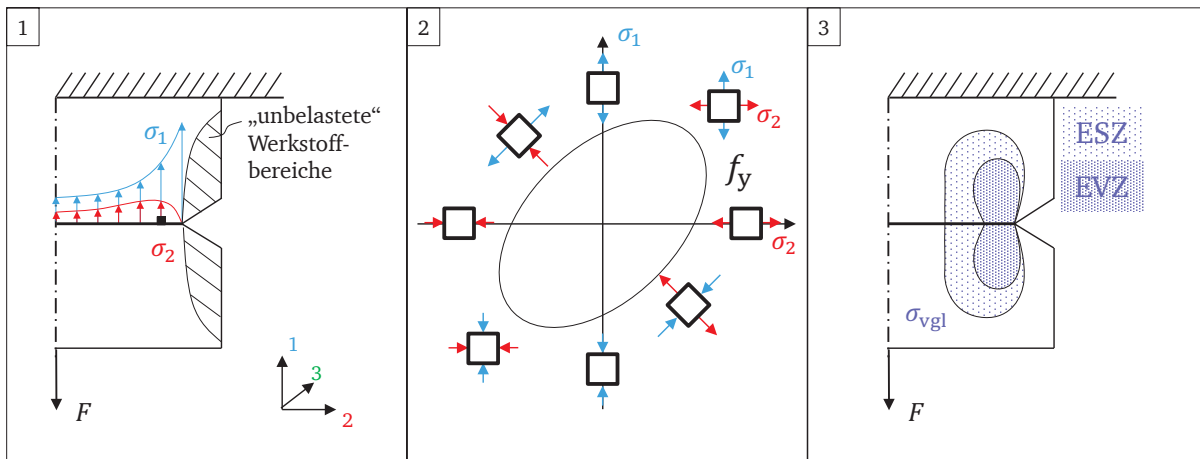
Die *Ungleichmäßigkeit der Spannungsverteilung* [111] führt im Kerbgrund zu einer Spannungsspitze. Die Höhe der Spannungsspitze ist in der Elastizitätstheorie durch die Formzahl  $\alpha_k$  bezeichnet. Aber nicht nur die Höhe der Spannungsspitze spielt bei der Ungleichmäßigkeit der Spannungsverteilung eine wesentliche Rolle, sondern auch der Gradient (Abfall der Spannungsspitze) und die Größe des beanspruchten Werkstoffvolumens. Der Einfluss eines Gradienten kann durch sogenannte Größeneinflüsse, beispielsweise dem spannungsmechanischen Größeneinfluss, berücksichtigt werden. [111]. Die *Stützwirkung* des Werkstoffs wird durch die Kerbwirkungszahl  $\beta_k$  berücksichtigt und beeinflusst die Lebensdauer des Bauteils positiv, bei vergleichbarer Höhe der Spannungsspitze. Nach Einsetzen der Fließdehnung  $\varepsilon_f$  werden lokale Spannungsspitzen durch die umliegenden Bereiche mitgetragen und bremsen den spannungstheoretischen Verlauf (Elastizitätstheorie). Der Effekt ist umso stärker, je steiler der Gradient der Spannungsverteilung auf Grund der Kerbe ist.

Werden die lokalen Dehnungsverläufe über der Nennspannung aufgetragen, ergeben sich im anfänglichen Bereich unterschiedliche Steifigkeiten  $\hat{E}$  [4]. Nun ließen sich, wie im ersten Gedankenexperiment, die Steifigkeiten wieder aneinander angleichen und somit die Spannungsantwort erneut skalieren [5]. Dadurch käme es zu einer Überschätzung der resultierenden lokalen Spannungen im Kerbgrund im Bereich der Verfestigung [6]. Eigentlich sollte überall die gleiche Spannungs-Dehnungs-Beziehung gelten (schwarze Kurve). Die lokale Spannungsantwort im Kerbgrund müsste auf Grund der plastischen Umverteilung im Bereich der Verfestigung zu einem Abknicken der Spannungsantwort führen (angedeutet durch die blaue Strichlinie in [5]), was

durch die globale Nennspannung aber nicht berücksichtigt wird. Bei Berücksichtigung der lokalen Spannungsantwort, würde die blaue Kurve der schwarzen Kurve folgen (schwarze Strichlinie in [5]). Bei einer Entlastung der Probe (angedeutet durch Strichpunktlinien in [2], [3], [4] und [6]) ergeben sich weiterhin fehlerhafte Dehnungsanteile im Kraft-Null-Durchgang, da der plastische Dehnungsanteil zu gering und der elastische Dehnungsanteil zu hoch abgeschätzt wird (vergleiche blaue Strichpunktlinie mit schwarzer Strichlinie). Allgemein ist positiv zu vermerken, dass die Abschätzung der resultierenden lokalen Spannungsüberhöhung bei dem vorgestellten Vorgehen zu konservativen Ergebnissen führt, da die resultierenden Spannungsspitzen überschätzt und nicht unterschätzt werden.

Neben der *Ungleichmäßigkeit der Spannungsverteilung* kommt es bei der geometrischen Kerbe durch unbelastete Werkstoffbereiche ober- und unterhalb der Kerbe zur Querdehnungsbehinderung und damit auch zu einem mehrachsigen Spannungszustand, Abbildung 6.2.5 [1]. Dabei ist unmittelbar im Kerbgrund eines dünnen gekerbten Flachstabes noch ein einachsiger Spannungszustand ( $\sigma_2 = 0$ ) zu verzeichnen, der sich jedoch mit zunehmender Entfernung ändert ( $\sigma_2 \neq 0$ ).

Abbildung 6.2.5 [2] zeigt die Grenzlinie nach der Gestaltänderungsenergiehypothese im ebenen Hauptspannungszustand, bei deren Erreichen Fließen eintritt. Haben beide Hauptspannungen dasselbe Vorzeichen, kann eine der beiden Hauptspannungen einen Betrag annehmen, der größer ist als die werkstoffspezifische Fließspannung.



**Abbildung 6.2.5** Auftreten eines mehrachsigen Spannungszustandes entlang einer geometrischen Kerbe [1], Auswirkung der Mehrachsigkeit auf die Fließbedingung [2] und lokale Spannungsverteilung in der plastischen Zone. [3].

Zur Beschreibung der lokalen Spannungsverteilung  $\sigma_{vgl}$  entlang scharfer Kerben wird das sogenannte Hundeknochen-Modell ([112]) herangezogen. Die lokale Spannung wird auf Grund der Mehrachsigkeit durch die Vergleichsspannung nach von Mises beschrieben, siehe Gleichung A.29. Als Lösung des entsprechenden Randwertproblems, zum Beispiel mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode ergibt sich über die gesamte Breite der Probe eine sogenannte plastische Zone, die einem Hundeknochen ähnelt. An der freien Oberfläche des gekerbten Bauteils stellt sich ein ebener Spannungszustand (ESZ:  $\sigma_3 \approx 0$ ) ein. Wohingegen in der Mitte des gekerbten Bauteils ein annähernd ebener Verzerrungszustand (EVZ:  $\varepsilon_3 \approx 0$ ) vorliegt. Die plastische Zone ist sehr

lokal begrenzt und zeigt an der Oberfläche des Bauteils (ESZ) eine elliptische Ausbreitung. Die Ausbreitung der plastischen Zone bestimmt neben der lokalen Spannungsverteilung auch die lokalen Verzerrungen, die messtechnisch erfassbar sein sollten.

Nachdem die Besonderheiten einer geometrischen Kerbe beschrieben sind, wird abschließend für eine geschweißte Probe mit einheitlichem Querschnitt festgehalten, dass die resultierenden Dehnungsanteile gegebenenfalls falsch abgeschätzt werden. Dabei ist davon auszugehen, dass die plastischen Dehnungsanteile unterschätzt und die elastischen Dehnungsanteile überschätzt werden. Dieser Effekt führt zu höheren lokalen elastischen Dehnungsanteilen, die in Verbindung mit dem spezifischen Elastizitätsmodul zu höheren lokalen Spannungen führen. Lokale Überschätzungen haben gegebenenfalls den Vorteil, dass wiederum lokale Unterschiede deutlicher dargestellt werden, was in erster Linie als positiv im Sinne einer qualitativen Bewertung gewertet werden kann. Es ist davon auszugehen, dass bei einem einheitlichen Querschnitt die *Ungleichmäßigkeit der Spannungsverteilung* – Spannungsspitze und -gradient – durch die metallurgische Kerbe nicht so deutlich ausgeprägt ist, wie bei einer geometrischen Kerbe und somit ein Fehler vergleichsweise gering ausfällt. Durch idealisierte Proben mit einheitlichen Querschnitt soll in dieser Arbeit ausschließlich der metallurgische Einfluss untersucht werden und die Überlagerung geometrischer Einflüsse ausgeschlossen werden.

Interessant erscheint auch der Einfluss der Mehrachsigkeit auf die lokalen Steifigkeiten und Fließeigenschaften. Ein wesentlicher Vorteil der optischen Dehnungsmessung gegenüber einer punktuellen Extensometermessung ist, dass die Dehnungen in beide Hauptrichtungen flächig aufgezeichnet werden und Ursachen, die zu Dehnungsbehinderungen und damit zur Mehrachsigkeit führen, für beide Hauptdehnungen ausgewertet und bewertet werden können. Unter Annahme von Volumenkonstanz lässt sich weiterhin eine Vergleichsdehnung bestimmen, die in einem weiteren Schritt ebenfalls ausgewertet wird. Somit sollten im Folgenden nicht nur die Dehnungen und die Dehnungsanteile entlang der Beanspruchungsrichtung Beachtung finden, sondern auch die resultierenden Querdehnungen.

Für die geschweißten Proben ohne einheitlichen Querschnitt (nachbearbeitet und unbearbeitet) können abschließend zusammen mit der Erkenntnis aus den Proben mit einheitlichem Querschnitt (idealisiert) Rückschlüsse auf die geometrischen und metallurgischen Einflussfaktoren gezogen werden.

### 6.3. Ermittlung der Verzerrung, der Querkontraktion und der Dehnrate

Als weiterer Punkt werden noch drei lokale Größen, die reine Verzerrung  $\varepsilon_{12}$ , die Querkontraktionszahl  $\nu$  und die Dehnrate  $\dot{\varepsilon}$  aus der optischen Dehnungsmessung abgeleitet. Ziel der Untersuchungen ist es, zu überprüfen, ob zwischen den beiden untersuchten Kenngrößen lokale Steifigkeit und Fließbedingung und diesen lokalen Größen eine Beziehung vorliegt. Alle vorgestellten lokalen Größen – Steifigkeiten, Dehnungsanteile, Verzerrungen, Querkontraktion und Dehnraten – sollten theoretisch übereinstimmende Aussagen zum lokalen Werkstoffverhalten liefern, so dass sie zur gegenseitigen Kontrolle genutzt werden können.

So treten auf Grund der Dehnungsbehinderungen durch zum Beispiel lokale Steifigkeitsunterschiede lokale Verzerrungen auf, die wiederum zu einer zusätzlichen Schubbeanspruchung innerhalb der Probe führen. Der Schubmodul ist proportional zum Elastizitätsmodul und bestimmt

maßgeblich die Schubspannung. Somit gibt es eine direkte Verbindung zwischen der Steifigkeit und den Verzerrungen. Die lokalen Verzerrungen sind Dehnungskomponenten und ergeben sich direkt als Messgrößen aus der digitalen Bildkorrelation. Lokal werden anschließend aus den Verzerrungs-Zeit-Verläufen die gesamten Schwingweiten – Min-Max-Differenzen – abgeleitet und bewertet.

Lokale Dehnungsbehinderungen zeigen sich beispielsweise durch lokal unterschiedliche effektive Querkontraktionszahlen A.35. Durch unterschiedliche Fließspannungen entlang der Schweißnaht kommt es bereichsweise bereits zu einem plastischen Werkstoffverhalten, wohingegen andere Bereiche noch linear-elastische Eigenschaften aufweisen. Zur Ermittlung der lokalen Querkontraktion werden die schubfreien Hauptdehnungskomponenten  $\varepsilon_1$  und  $\varepsilon_2$  genutzt, Gleichung (A.18). Bei der Ermittlung der Querkontraktion kommt es zu starken Ungenauigkeiten, wenn die Hauptdehnungen gegen Null gehen und es damit zu einer Quotientenbildung mit sehr kleinen Werten im Nenner und Divisor kommt. Der Fokus liegt daher in der Bestimmung der einzelnen Querkontraktionen auf Basis der einzelnen Dehnungsanteile – gesamte, plastische und elastische Dehnungsschwingweite – der beiden Hauptdehnungen.

Als dritte untersuchte Größe ergibt sich abschließend die Dehnrate aus der Ableitung der Zeit-Dehnungs-Beziehung, die wiederum durch eine Spline-Interpolation abgebildet wird. Durch lokal unterschiedliche Fließspannungen kommt es ebenfalls zu unterschiedlichen Dehnraten, die in einem Postprocessing anhand der lokalen Hauptdehnungen bestimmt werden können. Die lokale Spline-Interpolation ermöglicht die Ermittlung der Dehnrate.



## 7. Lokale Werkstoffmodellierung

Das in Kapitel 6 vorgestellte Konzept soll nun bei unterschiedlichen Probentypen und bei verschiedenen Randbedingungen zur Anwendung kommen. Dabei soll die Allgemeingültigkeit des Konzeptes überprüft und gegebenenfalls sollen Einschränkungen und Grenzen aufgezeigt werden. Eine Übersicht, welcher Probentyp bei welcher Beanspruchung mit der optischen Messmethodik begleitet wird, ist in Tabelle 6 zusammengestellt. Die Staffelung erfolgt in erster Linie anhand der unterschiedlichen Probentypen (siehe Abschnitt 5.3) – **RP (aRK)**, **RP<sub>SN</sub>**, **RSP<sub>i</sub>**, **RSP<sub>n</sub>** und **RSP** –, wobei noch zu unterscheiden ist, ob die jeweilige Probe lösungsgeglüht ist oder nicht. Weiterhin wird zwischen einer globalen dehnungs- und kraftgeregelter Probenbeanspruchung unterschieden. Bei der Dehnungsbeanspruchung werden zwei Dehnungsniveaus ( $\Delta\varepsilon = 1\%$  oder  $0,72\%$ ) geprüft. Die Höhe der Kraftbeanspruchung erfolgt in Anlehnung an den dehnungsgeregelten Versuch bei  $1\%$  Dehnungsschwingweite, um annähernd die gleiche Beanspruchungshöhe und damit auch die gleiche Anrisswechselzahl ( $N_{A,5}$ ) anzustreben.

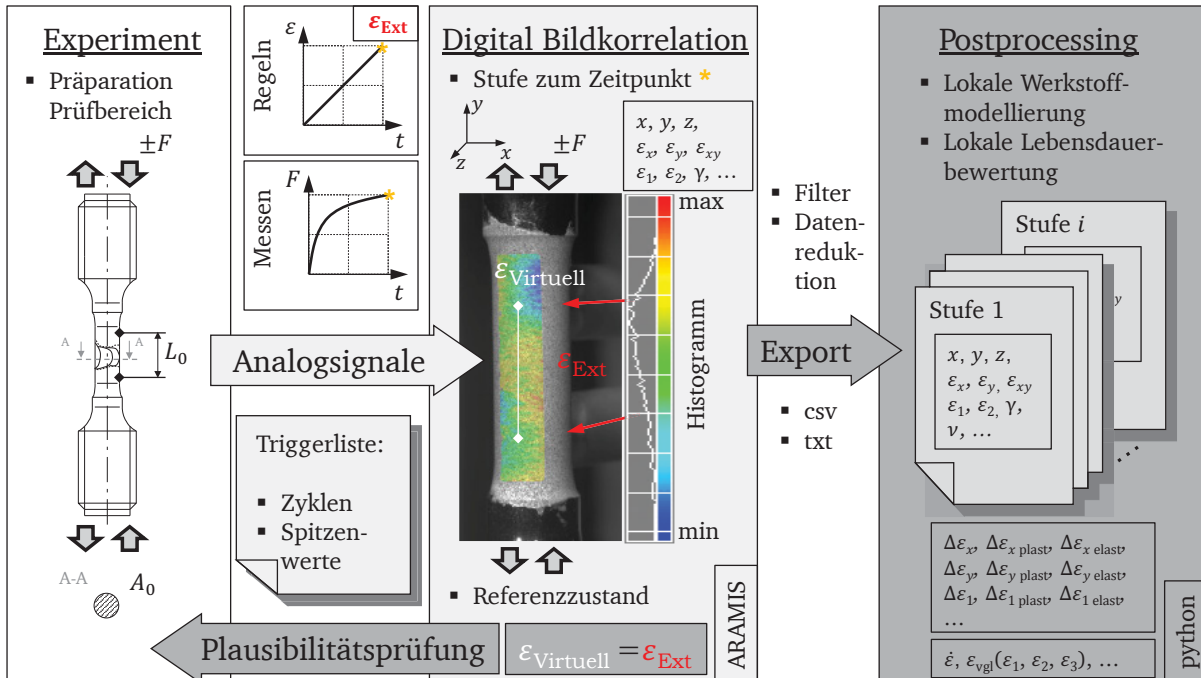
**Tabelle 6** Übersicht der Proben die mit optischer Messmethodik begleitet werden.

Bezeichnung	Probentyp	lösungs- geglüht	globale Beanspruchung		Anrisswechsel- zahl $N_{A,5}$
			$\Delta\varepsilon$ in %	$\Delta F$ in kN	
aRKRTd13	<b>RP (aRK)</b>	✗	1	-	9590
aRKRTd12	<b>RP (aRK)</b>	✗	-	8	13785
4aRJRTd03	<b>RSP<sub>i</sub></b>	✗	1	-	1300
3aRJRTd13	<b>RSP<sub>i</sub></b>	✗	0,72	-	8250
4aRJRTd01	<b>RSP<sub>i</sub></b>	✗	-	31	910
2aRJRTd02	<b>RSP<sub>i</sub></b>	✓	1	-	2660
2aRJRTd04	<b>RSP<sub>i</sub></b>	✓	-	26	2540
3aRJRTd8	<b>RSP<sub>n</sub></b>	✗	1	-	2600
4aRJRTd6	<b>RSP<sub>n</sub></b>	✗	0,72	-	3300
4aRJRTd5	<b>RSP<sub>n</sub></b>	✗	-	33	2970
3aRJRTd5	<b>RSP<sub>n</sub></b>	✓	1	-	2530
3aRJRTd15	<b>RSP<sub>n</sub></b>	✓	-	31	980
2aRJRTd12	<b>RSP</b>	✗	1	-	360
2aRJRTd10	<b>RSP</b>	✗	0,72	-	1496
2aRJRTd8	<b>RSP</b>	✗	-	32	3367
2aRJRTd7	<b>RSP</b>	✓	1	-	1217
$\Sigma$ :	16	5	10	6	Ergebnisse

### 7.1. Vorgehen bei der lokalen Versuchsauswertung

Die allgemeine Vorgehensweise zur Datengenerierung für die Konzeptumsetzung im anschließenden Postprocessing ist in Abbildung 7.1.1 skizziert. Die globale experimentelle Versuchsdurchführung wurde bereits in Abschnitt 5.5 vorgestellt. Als Ergebnis werden die globalen Kraft- und Verschiebungsgrößen aufgezeichnet, wobei eine von beiden Größen zur Regelung des Versuchs genutzt wird. Aus der Verschiebung folgt mit der Anfangsmesslänge des Extensometers

die globale Dehnung und aus der Kraft folgt mit dem kleinsten Prüfquerschnitt die sogenannte Nennspannung.



**Abbildung 7.1.1** Schematische Darstellung der Arbeitsabläufe zur Bewertung der lokalen Werkstoffeigenschaften.

Für die optische Dehnungsmessung ist eine kontrastreiche Präparation des betrachteten Probenbereichs mit Titan- und Eisenoxidpartikeln unabdingbar. Anhand der geregelten Messgröße als Analogsignal – in den meisten Fällen die globale Dehnung – wird die Bildaufnahme für die einzelnen Zyklen und Spitzenwerte getriggert. Als Referenzzustand wird immer der unbelastete Probenzustand gewählt. Innerhalb der Messsoftware kann im Anschluss der Messung die Lage und die Position des globalen Koordinatensystems festgelegt werden. Die Transformation des Bezugskordinatensystems erfolgt so, dass die Belastungsrichtung der  $y$ -Koordinate im kartesischen Koordinatensystem entspricht. Anschließend bestimmt die Software die lokalen Dehnungen in alle Raumrichtungen an der Oberfläche der Probe. Die Einstellungen zur Auflösung, Filterung und Aufnahmezeit der Messung sind vom Probentyp abhängig und werden bei den entsprechenden Proben vorgestellt.

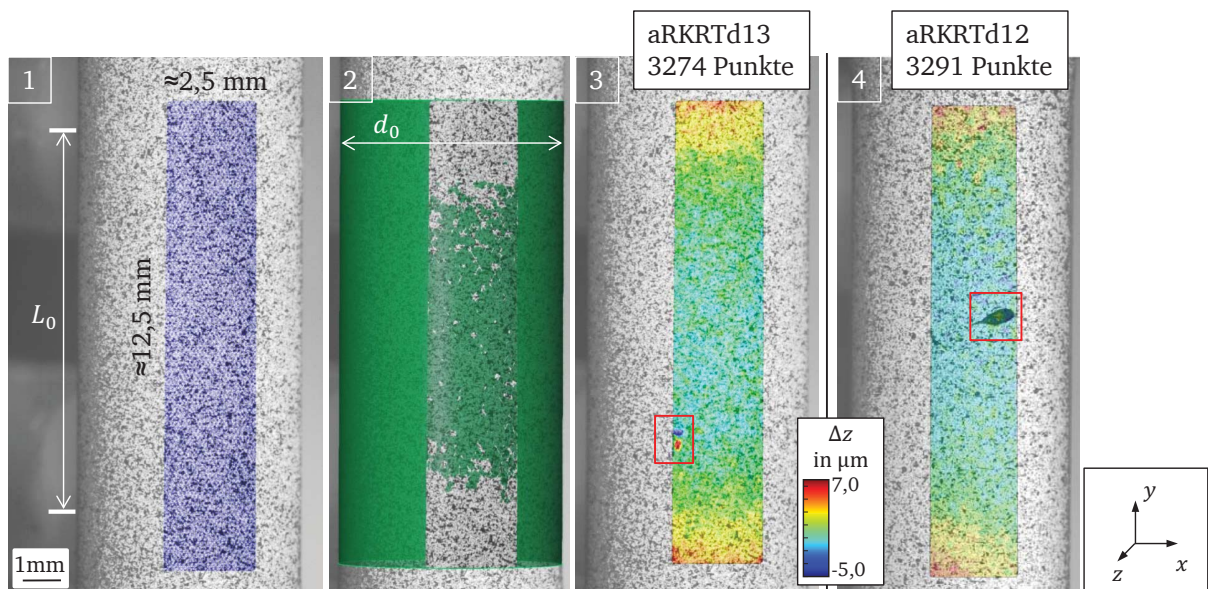
Mit Hilfe eines virtuellen Extensometers auf der gegenüberliegenden Seite der Probe, das in der horizontalen Lage sowie in der Größe annähernd mit dem mechanischen Extensometer übereinstimmt, wird die optische Messung plausibilisiert. Die Dehnung am virtuellen Extensometer sollte keine oder nur sehr geringe Abweichungen zur Dehnung des mechanischen Extensometers aufweisen. Die Plausibilitätsprüfung wird bei jeder Probe durchgeführt. Wenn die globale Dehnung entlang des virtuellen Extensometers mit der mechanische Vorgabe übereinstimmt, wird postuliert, dass das gesamte Dehnungsfeld richtig abgebildet wird. Die lokalen Dehnungen werden zur rauscharmeren Darstellung noch durch einen räumlichen Filter gemittelt, der jeweils drei benachbarte Messpunkte nutzt.

Die lokalen Verschiebungs- und Dehnungsgrößen können nun stufenweise exportiert und dem Postprocessing zugeführt werden. Bei dem Postprocessing handelt es sich in erster Linie um die Anwendung des vorgestellten Konzepts, siehe Abschnitt 6. Neben der Berechnung von Haupt- und Nebenkomponten der Dehnungen lassen sich weitere Größen, wie zum Beispiel die lokale Dehnrate, ermitteln. Neben den zeitlichen Dehnungsverläufen lassen sich auch diverse Differenzgrößen – Schwingweiten – schnell ableiten.

## 7.2. Ergebnisse am Grundwerkstoff

Die erste Umsetzung des Konzepts erfolgt an zwei Grundwerkstoffproben **RP (aRK)** mit den jeweiligen Bezeichnungen aRKRTd13 und aRKRTd12. Dabei erfolgt die Prüfung der Versuche einmal dehnungsgeregelt und einmal kraftgeregelt mit dem Ziel, annähernd die gleiche Anrisswechselzahl zu generieren. Mit einer Anrisswechselzahl von  $N_{A,5} = 13785$  liegt der kraftgeregelter Versuch ca. 40 % über dem dehnungsgeregelten Versuch mit  $N_{A,5} = 9590$ . Hierbei ist die gesamte Dehnungsschwingweite bei halber Anrisswechselzahl des kraftgeregelten Versuchs jedoch um ca. 25 % kleiner als beim dehnungsgeregelten Versuch, sodass die Vorgabe einer identischen Beanspruchung nicht ganz realisiert werden konnte, siehe Abbildung 5.6.3. Das liegt vor allem am zyklischen Ver- und Entfestigungsverhalten des Grundwerkstoffs, welches sich bei den beiden Regelungsarten – dehungs- und kraftgeregelt – unterschiedlich auswirkt.

Vor der Berechnung lokaler Größen werden entlang der Proben Auswertebereiche selektiert, innerhalb derer die Berechnung der lokalen Größen stattfindet. Für beide Proben wird entlang der Prüfzone ein annähernd gleichgroßer Bereich ausgewählt, mit den ungefähren Maßen 2,5 mm  $\times$  12,5 mm, siehe Abbildung 7.2.1 [1].

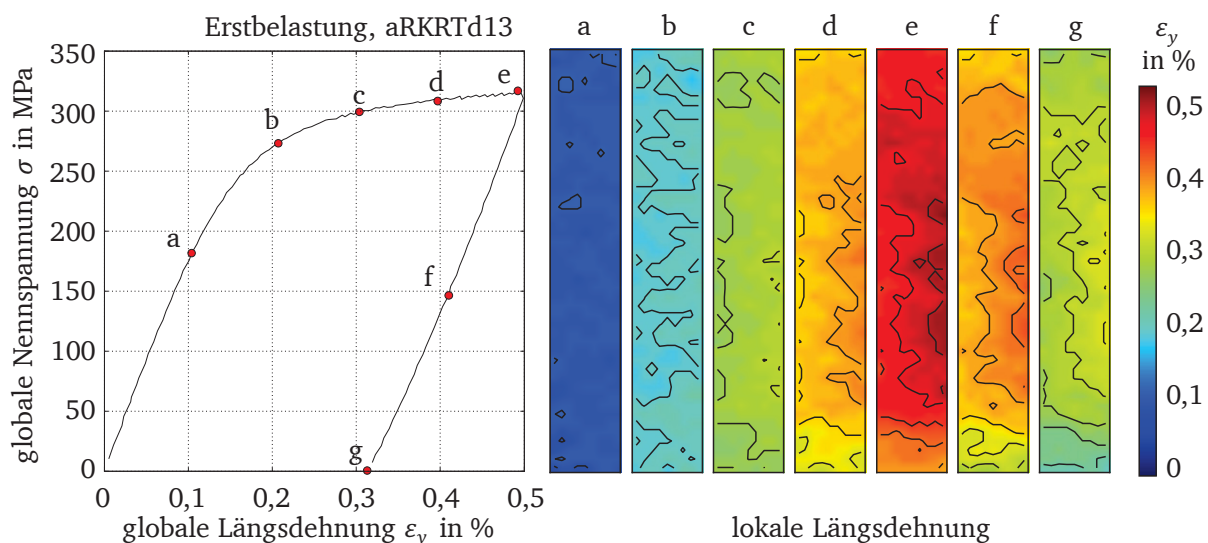


**Abbildung 7.2.1** Darstellung der Prüfzone einer homogenen Grundwerkstoffprobe mit optischem Auswertebereich [1], Best-Fit-Zylinder über den Auswertebereich [2] und Abweichung der Auswertefläche vom Best-Fit-Zylinder für beide Grundwerkstoffproben [3] und [4].

Mit annähernd 3300 Punkten generiert die Software für beide Bereiche annähernd gleich viele Punkte, an denen Verschiebungen und Dehnungen berechnet werden. Die Berechnung erfolgt an Facetten mit einer Größe von  $15 \times 15$  Pixeln und einem Punktabstand von 11 Pixeln, sodass ein Überschneidungsbereich der Facetten von 4 Pixeln vorliegt. Auf die gesamte Fläche bezogen, ergibt sich mit der Anzahl der Berechnungsknoten / Facetten eine gesamte Auflösung von ca. 13.000 Pixeln/mm<sup>2</sup> im Prüfbereich. Innerhalb der Auswertefläche lassen sich nun die äußeren Konturen der Proben überprüfen. Dazu wird in einem ersten Schritt anhand der Fläche ein Best-Fit-Zylinder – Ausgleichsrechnung nach Gauß innerhalb einer Standardabweichung von  $\pm 1 \sigma_{\text{STD}}$  – generiert, der die Fläche im Mittel repräsentiert [2]. Die Abweichung des berechneten Zylinderdurchmessers  $d_0$  zum händisch gemessenen Probendurchmesser – mit dem Messschieber –, beträgt hierbei weniger als 5 % und ist somit als gering einzustufen. In einem zweiten Schritt wird die Abweichung der Auswertungsfläche vom Best-Fit-Zylinder in  $z$ -Richtung ermittelt, wobei sich für beide Proben das gleiche Bild zeigt, Abbildung 7.2.1 [3] und [4]. Beide Proben weisen eine leichte Taillierung zur Prüfzonenmitte auf, die nicht nur qualitativ, sondern auch quantitativ übereinstimmt. Somit variiert der Querschnitt innerhalb der Prüfzone geringfügig, was sich gegebenenfalls in den lokalen Spannungen und Steifigkeiten widerspiegelt.

In Abbildung 7.2.1 sind weiterhin bereits Fehlerquellen durch einen roten Rahmen in [3] und [4] hervorgehoben, die zu Problemen bei der Berechnung der Verschiebungen und Dehnungen führen. Bei der Probe aRKRTd13 führt eine kleine Erhebung auf der Oberfläche zu Ungenauigkeiten, wohingegen bei der Probe aRKRTd12 ein zu groß gesprühter Fleck zu Problemen bei der Korrelationsbewertung in diesem Bereich führt. Das zeigt, dass die Messung sehr sensitiv ist und sowohl die Präparation als auch die Durchführung der Messung mit hoher Sorgfalt durchgeführt werden muss. Die Ungenauigkeiten werden durch lokale Mittelwertkorrekturen entschärft.

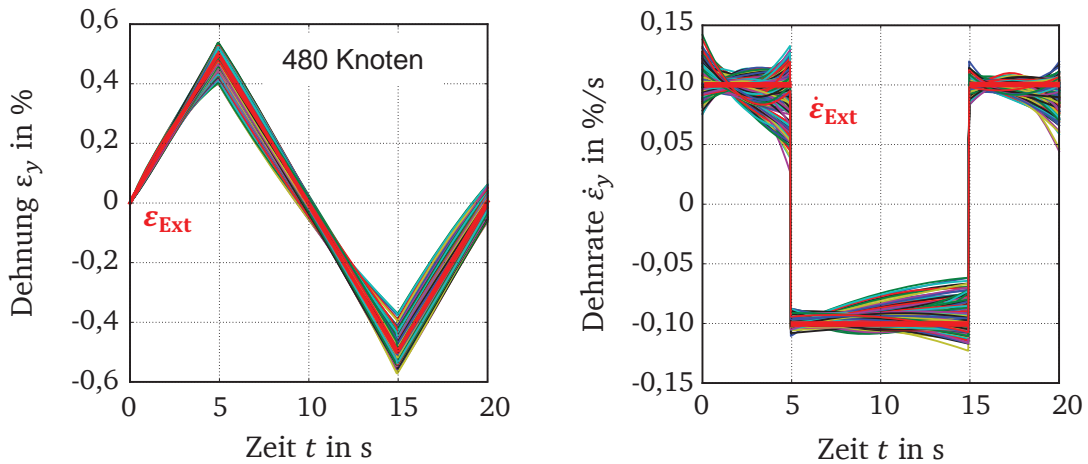
In Anlehnung an LUO ET AL. [100] werden die lokalen Längsdehnungen mit Hilfe einzelner Konturplots innerhalb der Erstbelastung bis zur ersten Entlastung der globalen Spannungs-Dehnungs-Kurve gegenübergestellt, Abbildung 7.2.2.



**Abbildung 7.2.2** Konturplots der Längsdehnungen einer homogenen Grundwerkstoffprobe bei verschiedenen Stufen der zyklischen Erstbelastung.

Dabei zeigt sich ein annähernd gleichmäßiger Anstieg der Längsdehnungen innerhalb der Probe, wobei ein geringer Abfall der Dehnungen hin zum Rand der Probe und damit hin zu den größeren Querschnitten erkennbar ist. Die Ausprägung fällt bei der einheitlichen Skalierung jedoch noch gering aus. Für beide Proben ergibt sich das gleiche Bild nur für unterschiedliche Maximaldehnungen, sodass auf eine vergleichende Abbildung verzichtet wird.

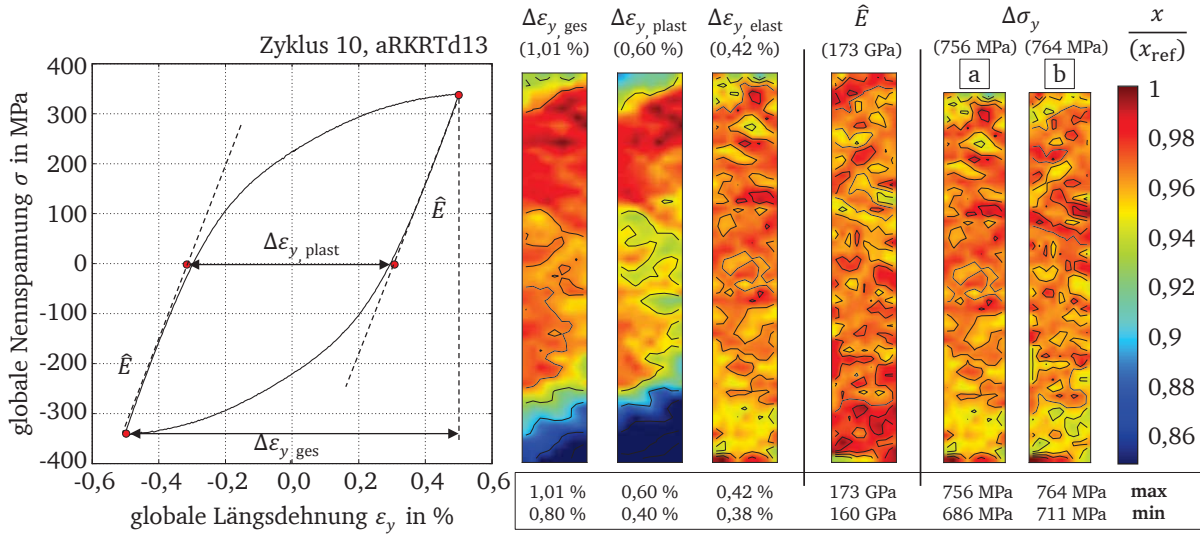
Für das Postprocessing wird die Anzahl der Berechnungsknoten weiter reduziert, indem die Werte der umliegenden Facettenpunkten auf ein festes vorgegebenes Knotennetz gemittelt werden (Mapping). Dadurch wird der Berechnungsaufwand gering gehalten (maximal 30 min pro Berechnung). Im Fall der Rundproben reduziert sich die Anzahl der Berechnungsknoten durch das Mapping auf insgesamt 480 Knoten für alle Rundproben. Um weitere Größen, wie die Dehnrate problemlos ableiten zu können, wird der Zeit-Dehnungs-Verlauf durch einen Spline dargestellt – Interpolation 3. Ordnung bei einer Dehnungsregelung und 5. Ordnung bei einer Kraftregelung. Die Längsdehnungsverläufe aller 480 Knoten zeigen in Abbildung 7.2.3 links eine sehr gute Übereinstimmung mit der vorgegebenen Extensometer-Dehnung und bestätigen damit das Ergebnis der Plausibilitätsprüfung und das Postulat, dass die lokalen Dehnungen richtig abgeschätzt werden. Die lokalen Dehnraten lassen sich nun direkt über Ableiten des Zeit-Dehnungs-Splines bestimmen, Abbildung 7.2.3 rechts. Die Verläufe zeigen vereinzelt geringe Abweichungen zur global vorgegebenen Dehnrate von  $\pm 0,1\%/s$ , weisen im Mittel jedoch den vorgegebene Wert auf.



**Abbildung 7.2.3** Darstellung aller lokalen Dehnungs- und Dehnratenverläufe bei der Erstbelastung der homogenen Grundwerkstoffprobe aRKRTd13.

Die lokalen Schwingweiten der einzelnen Dehnungsanteile ( $\Delta\varepsilon_{y,ges}$ ,  $\Delta\varepsilon_{y,plast}$  und  $\Delta\varepsilon_{y,elast}$ ) sowie die ermittelten lokalen Steifigkeiten ( $\hat{E}$ ) und berechneten lokalen Spannungen ( $\Delta\sigma_y$ ) sind in normierter Darstellung für den zehnten Zyklus in Abbildung 7.2.4 dargestellt. Die normierte Darstellung wird gewählt, um alle Größen mit einer einheitlichen Farbskala beschreiben zu können und damit die Abbildung übersichtlicher gestalten zu können. Der Wert, mit dem die jeweilige Größe normiert ist, befindet sich in Klammern unter der jeweiligen Auswertgröße. Unter den Konturplots sind die jeweiligen Maximal- und Minimalwerte festgehalten.





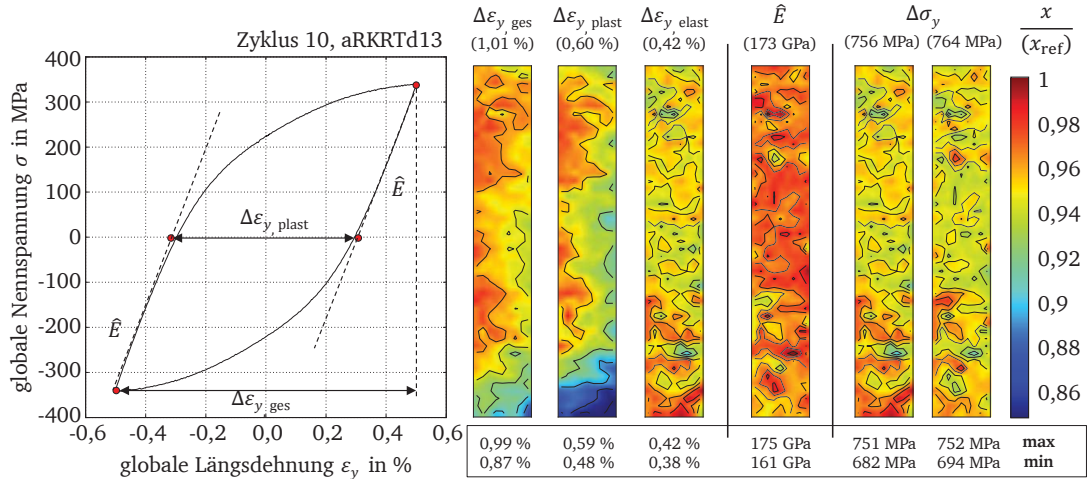
**Abbildung 7.2.4** Normierte Konturplots der Längsdehnungsanteile, der ermittelten Steifigkeit und der berechneten Spannungsschwingweite der Grundwerkstoffsprobe aRKRTd13 bei Zyklus 10.

Die Darstellung des gesamten Dehnungsanteils  $\Delta\varepsilon_{y, \text{ges}}$ , zeigt wie in Abbildung 7.2.2, einen graduellen Verlauf in Abhängigkeit zum lokalen Querschnitt (Abbildung 7.2.1) der Probe. Dabei zeigen sich entlang der Prüfzonenmitte hohe Dehnungsschwingweiten die nach unten und nach oben hin abnehmen (ca. 15 % Unterschied zum Maximalwert). Die Probe zeigt im Ausgangszustand eine leichte Taillierung, die sich in der Dehnung während der Prüfung widerspiegelt. Die plastischen Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon_{y, \text{plast}}$  spiegeln im Wesentlichen die gesamten Dehnungsschwingweiten wider. Die elastischen Dehnungsanteile  $\Delta\varepsilon_{y, \text{elast}}$  zeigen ebenfalls eine Abhängigkeit zum lokalen Probenquerschnitt. So treten am oberen und unteren Rand der Probe vermehrt niedrigere elastische Dehnungsschwingweiten auf.

Die lokalen Steifigkeiten  $\hat{E}$  lassen einen ähnlichen qualitativen Verlauf wie bei den elastischen Dehnungsschwingweiten erahnen, wobei die Ausprägung geringer ausfällt. Die abgeleiteten lokalen Steifigkeiten liegen für diesen Werkstoff mit 160 bis 173 GPa in einem akzeptablen Bereich.

Die Probe mit unterschiedlichen Querschnitten innerhalb der Prüfzone entspricht dem ersten Gedankenexperiment aus Abschnitt 6.2.2. Aufgrund der Querschnittsänderungen stellen sich innerhalb der Probe unterschiedliche Längsspannungen ein, die sich hier durch die Annahme eines konstanten Elastizitätsmoduls (180 GPa) abschätzen lassen. Einerseits wird die lokale Spannungsschwingweite ( $\Delta\sigma_y$ ) durch das Hooke'sche Gesetz (3.2) mit einem konstanten Elastizitätsmodul von 180 GPa angenähert  $\Delta\sigma_y = 180.000 \text{ MPa} \cdot \Delta\varepsilon_{y, \text{elast}}$  (Abbildung 7.2.4 [a]) und andererseits wird die lokale Steifigkeit an den konstanten Elastizitätsmodul angeglichen und die maximale globale Nennspannung damit skaliert  $\Delta\sigma_y = \frac{\hat{E}}{180 \text{ GPa}} \cdot \sigma_{N, \text{max}}$  (Abbildung 7.2.4 [b]). Beide Vorgehen führen erwartungsgemäß zu einem annähernd gleichen Ergebnis. Im Bereich größer Querschnitte nehmen die Spannungen ab, hingegen liegen im Bereich der Taillierung (Mitte) die größten Spannungen vor. Die Konturplots der Spannungen sind bereits durch die Konturplots der elastischen Dehnungsschwingweite oder der lokalen Steifigkeit beschrieben. Für die gleiche Probe bei fortgeschrittener Zykluszahl  $N \approx 0,5 \cdot N_{A,5}$  ergibt sich vor allem für die elastischen Dehnungsanteile  $\Delta\varepsilon_{y, \text{elast}}$ , die lokalen Steifigkeiten  $\hat{E}$  und daraus resultieren für die

lokalen Spannungsschwingweiten  $\Delta\sigma_y$  ein anderes Bild, Abbildung 7.2.5. Die lokalen gesamten Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon_{y,\text{ges}}$  zeigen ähnlich wie im zehnten Zyklus einen Gradient von der Probenmitte hin zum oberen und unteren Probenrand, wobei die Ausprägungen und der Maximalwert geringer ausfallen. Weiterhin zeigt sich ein leichter Gradient in der Breite der Probe (von links nach rechts), was auf eine zusätzliche Biegebeanspruchung hinweisen könnte. Die gleichen Tendenzen wie bei den gesamten Dehnungsschwingweiten zeigen sich auch bei den plastischen Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon_{y,\text{plast}}$ . Überraschend ergeben sich am Rand des Auswertebereichs im Bereich der niedrigen plastischen Dehnungsschwingweiten die höchsten elastischen Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon_{y,\text{elast}}$ . Das gleiche Verhalten ist auch bei den lokalen Steifigkeiten  $\hat{E}$  festzustellen, wo sich hingegen geringere Steifigkeiten am oberen und unteren Rand abzeichnen. Aus dem elastischen Dehnungsanteil und der lokalen Steifigkeit ergeben sich wieder die Verteilungen der lokalen Spannungsschwingweite  $\Delta\sigma_y$ , die im Gegensatz zum Zyklus 10 nun die höchsten Werte vorzugsweise am unteren Rand aufweisen.

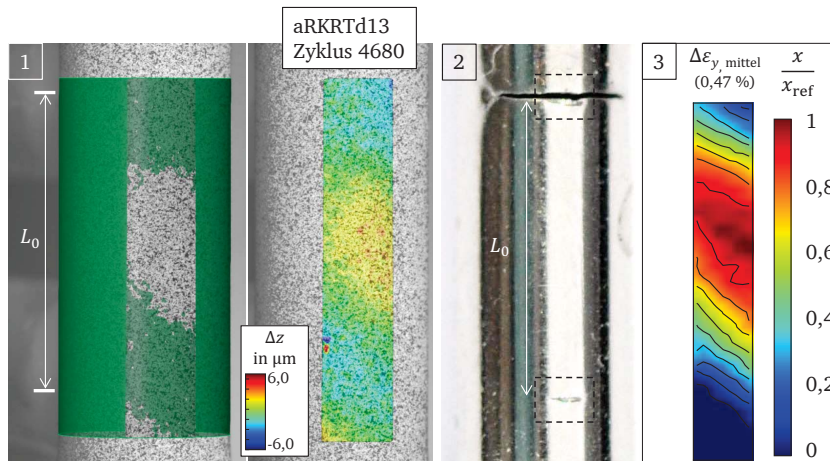


**Abbildung 7.2.5** Normierte Konturplots der Längsdehnungsanteile, der ermittelten Steifigkeit und der berechneten Spannungsschwingweite der Grundwerkstoffprobe aRKRTd13 bei Zyklus 4680.

Im ersten Augenblick ergibt sich bei diesen Verläufen ein Widerspruch im Bezug zur initialen Querschnittverteilung. Der Widerspruch verschwindet, sobald wieder der Best-Fit-Zylinder und die daraus resultierende Abweichung zur Auswertefläche im fortgeschrittenen Zustand  $N \approx 0,5 \cdot N_{A,5}$  der Probe betrachtet wird, Abbildung 7.2.6 [1]. Im Verlauf des Versuchs kommt es zur Einschnürung der Probe entlang der oberen und unteren Probenränder, was die Probe in diesem Bereich schlanker macht. Eine Erklärung könnte das mechanische Extensometer sein, da die scharfen Extensometerspitzen durch den hohen seitlichen Anpressdruck Einkerbungen im duktilen Werkstoff verursachen und dadurch dort Einschnürungen hervorrufen. Die Einkerbungen durch das Extensometer sind in Abbildung 7.2.6 [2], die den Riss entlang der Probe zeigen, hervorgehoben (schwarz gestrichelt). Eine weitere Erklärung könnte aber auch die lokale Bildung von verformungsinduzierten Martensits in der Probenmitte sein. Aus der Literatur (siehe Abschnitt 3.3) ist bereits eine Verlagerung der Probenanrisslage aufgrund einer verformungsinduzierten Martensitbildung bekannt. Die Martensitbildung führt zu einer veränderten Fließspannung am Ort der höchsten Beanspruchung, die wiederum eine Umlagerung plastischer Dehnungsanteile verursacht. Die Umlagerung der plastischen Dehnungen zeigt sich ebenfalls sehr gut durch die Mitteldehnungen, die sich an den lokalen Kraft-Dehnungs-Hysteresen einstellen,

Abbildung 7.2.6 [3]. Die entstandenen positiven Mitteldehnungen spiegeln die Abweichungen der Auswertefläche zum Best-Fit-Zylinder bei halber Anrisswechselzahl wider. Die versuchsbedingte Änderung des Querschnitts lässt sich anhand der lokalen elastischen Dehnungsanteile und lokalen Steifigkeiten nachvollziehen. Warum die lokale Einschnürung sich nicht auch im vollen Maße auf die gesamte und plastische Dehnungsschwingweite auswirkt, lässt sich hier nur hypothetisch klären und bedarf weiterer Untersuchungen. Anhand der globalen Versuchsergebnisse aus Abschnitt 5.5 zeigt sich für verschiedene globale Dehnungsschwingweiten ein unterschiedliches Ver- und Entfestigungsverhalten, was eventuell als Ursache für das lokale Verhalten herangezogen werden kann. Weiterhin ist die resultierende Querdehnung und Querdehnungsbehinderung als mögliche Ursache zu nennen.

Schlussendlich ist die reine Längsdehnung nicht ausreichend, um Spannungsüberhöhungen und -umverteilungen zu lokalisieren. Anhand der Gesamtdehnung in Abbildung 7.2.5 wäre die Spannungsüberhöhung weiterhin über der Prüfzone verteilt. Erst der elastische Dehnungsanteil und die Steifigkeitsverteilung machen deutlich, dass sich Spannungsüberhöhungen am oberen und unteren Prüfzonenrand einstellen.



**Abbildung 7.2.6** Darstellung des Best-Fit-Zylinders über den Auswertebereich und resultierende Abweichung der Auswertefläche vom Best-Fit-Zylinder [1] sowie Abbildung der Anrisslage entlang der Extensometerspitzen [2] und Konturplot der auftretenden Mitteldehnungen bei halber Anrisswechselzahl [3].

TONG ET AL. [88] schätzen anhand der lokalen Längsdehnungsverteilung  $\varepsilon_{y, \text{ges}}$  und einem initialen Querschnitt  $A_0$  eine lokale Querschnittsverteilung zum entsprechendem Zeitpunkt ab

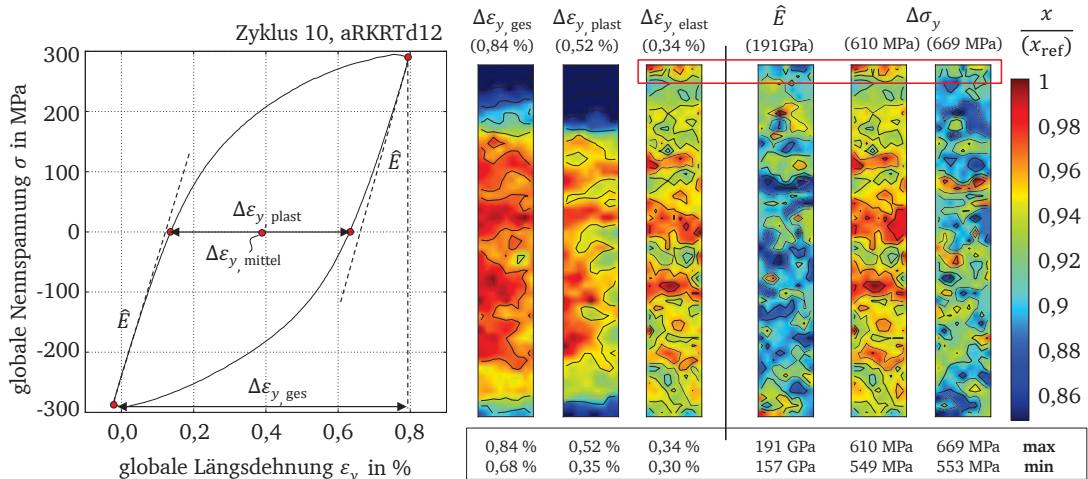
$$A = A_0 \cdot e^{-\varepsilon_{y, \text{ges}}} \quad (7.1)$$

und ermittelt daraus anschließend die lokalen Spannungen. Aufgrund der Exponentialfunktion ist der Einfluss der lokalen Dehnungsverteilung auf die Querschnittsänderung bei einer annähernd homogenen Verteilung der Dehnungen zu vernachlässigen. Weitere Ansätze nutzen ebenfalls die Information der Längsdehnung, um Aussagen zur lokalen Spannungsverteilung zu treffen, siehe Abschnitt 3.4.2. Wie das Beispiel an der Grundwerkstoffprobe zeigt, führt dieses Vorgehen zu ungenauen Ergebnissen für eine lokale Abschätzung der Spannungsverteilung, da sich bei der vorliegenden Probe aRKRTd13 die Spannungsverteilung in Anlehnung an den



Konturplot der gesamten Dehnungsschwingweite ergibt. Das hier vorgestellte Konzept trennt hingegen die lokalen Dehnungsanteile und ermittelt die Steifigkeiten im linear-elastischen Bereich. Anhand der elastischen Dehnungsschwingweiten kann nun die lokale Spannungsverteilung abgeschätzt werden, die mit weiteren Beobachtungen, wie der Mitteldehnungsverteilung und der Anrisslage, übereinstimmen.

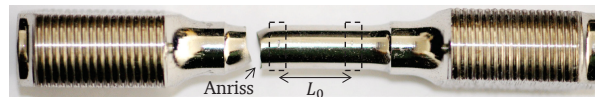
Aufgrund der Anrisse entlang der Extensometerspitzen, unter anderem an der Probe aRKRTd13, wird der Anpressdruck des Seitenextensometers für die weiteren Messungen reduziert. Dadurch kann ein Anriss entlang der Extensometerspitzen bei der Probe aRKRTd12 vermieden werden. Bei der Grundwerkstoffprobe aRKRTd12 konnte kein Zyklus bei halber Anrisswechselzahl aufgenommen werden, da die Probenpräparation zur optischen Dehnungsmessung während der Versuchsdurchführung abplatze. Die Vermutung ist, dass hohe zusätzliche Mitteldehnungen aufgrund der kraftgeregelten Versuchsführung zum Abplatzen der Partikelschicht führen. Die zusätzliche Mitteldehnung  $\varepsilon_{\text{mittel}}$ , die im Zyklus 10 bereits 0,4 % beträgt, zeigt sich in Abbildung 7.2.7 links bereits deutlich. Nichtsdestotrotz kann ein Vergleich zur dehnungsgeregelten Probe aRKRTd13 am Zyklus 10 vorgenommen werden.



**Abbildung 7.2.7** Normierte Konturplots der Längsdehnungsanteile und der Steifigkeit der homogenen Grundwerkstoffprobe aRKRTd12 bei Zyklus 10.

Die gesamte Dehnungsschwingweite sowie die plastischen Dehnungsanteile zeigen einen deutlichen abnehmenden Verlauf von der Probenmitte hin zum oberen und unteren Probenrand, was sich maßgeblich wie zuvor aus der Querschnittsänderung der Probe entlang der Prüfzone ergibt, siehe Abbildung 7.2.1. Mit ca.  $\Delta \varepsilon_{y, \text{ges}} = 0,8 \%$  entlang der Prüfzone, entspricht sie dem Wert, der auch am mechanischen Extensometer gemessen wird. Wie bei der Probe aRKRTd13 zeigen sich die gleichen Tendenzen entlang der elastischen Dehnungsschwingweiten und der lokalen Steifigkeiten. Damit zeigen die Verläufe der Spannungsschwingweiten, abgeleitet aus der elastischen Dehnungsschwingweite und der lokalen Steifigkeit, die höchsten Spannungsschwingweiten innerhalb der Probenmitte mit abnehmender Tendenz zum oberen und unteren Probenrand. Der Trend ist deutlicher bei der Spannungsableitung aus der elastischen Dehnungsschwingweite erkennbar was in erster Linie der Skalierung auf den Maximalwert geschuldet ist. Um es jedoch einheitlich zu belassen, wurde sich für diese Darstellung entschieden.

Eine weitere Spannungsüberhöhung zeigt sich im oberen Bereich der Probe – rot gerahmt. Nun lässt sich diskutieren, ob es sich bei der Spannungsüberhöhung am Rand um eine Messungenauigkeit handelt oder ob es sich tatsächlich um eine Spannungsüberhöhung im Bereich der niedrigen Dehnungsschwingweiten handelt. Die Tatsache, dass das Probenversagen am oberen Radiusübergang der Probe stattgefunden hat (Abbildung 7.2.8), spricht gegen eine Messungenauigkeit. Überraschend ist somit, dass der Anriss und die Spannungsüberhöhung bei deutlich geringeren gesamten Dehnungsschwingweiten stattfindet. Somit ist die gesamte Längsdehnung wiederholt kein Indiz für die lokale Spannungsverteilung, hingegen zeigt die Aufteilung in die einzelnen Dehnungsanteile sowie die Ableitung der lokalen Steifigkeiten eine Möglichkeit, die lokalen Spannungen abzuschätzen.

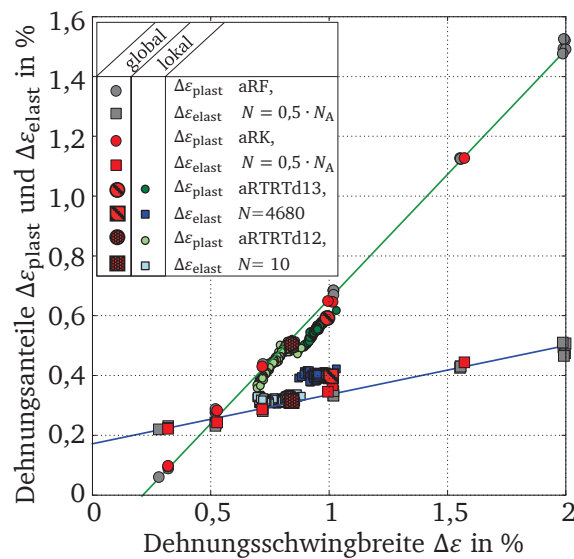


**Abbildung 7.2.8** Anrisslage entlang der homogenen Grundwerkstoffprobe aRKRTd12.

Der Anriss der Grundwerkstoffprobe aRKRTd12 erfolgt wieder außerhalb der Prüfzone. Die Extensometermarken sind auch bei dieser Probe deutlich erkennbar, Abbildung 7.2.8 aber nicht verantwortlich für den Anriss. Eine Spannungsüberhöhung entlang des Probenradius der dehnungsregulierten Probe aRKRTd13 zeigt sich auch in Abbildung 7.2.4 am unteren Rand der Spannungs-Konturplots.

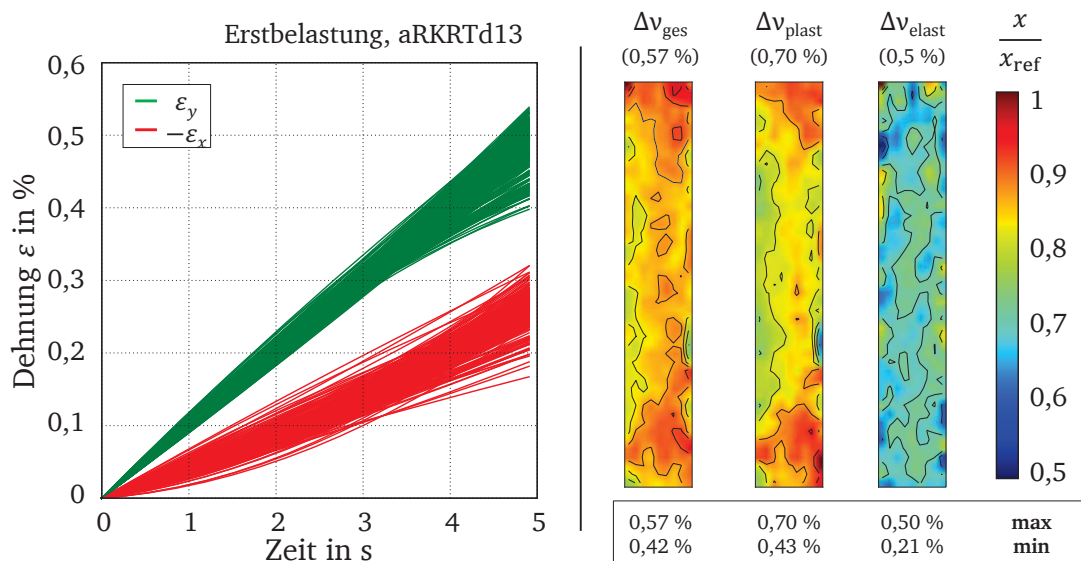
Die Lebensdauerbewertung der Grundwerkstoffproben anhand der geregelten Dehnungsschwingweite führt zu sehr guten Ergebnissen, siehe Abbildung 5.6.17 in Abschnitt 5.6. Die geregelte Dehnungsschwingweiten stimmen gut mit den maximal auftretenden lokalen gesamten Dehnungsschwingweiten innerhalb der Prüfzone überein. Jedoch ist festzuhalten, dass nicht alle Grundwerkstoffproben ein Versagen innerhalb der Prüfzone gezeigt haben. Werden die erzielten Lebensdauern der beiden lokal untersuchten Proben auf die lokalen gesamten Dehnungsschwingweiten am Ort des Versagens bezogen, erweist sich das als irreführend, da der Anriss in beiden Fällen an Orten niedrigerer gesamter Dehnungsschwingweiten stattgefunden hat. Hingegen ist die Betrachtung des elastischen Dehnungsanteils sowie der Steifigkeiten und damit auch der lokalen Spannungen zielführend, da zusätzliche Ereignisse, wie die Einschnürung der Probe (aRKRTd13) oder die Spannungsüberhöhung aufgrund des Radiusübergangs (aRKRTd12) detektiert und zusätzlich bewertet werden können.

Ein Vergleich der lokalen Dehnungsanteile mit den globalen Versuchsergebnissen aus Abschnitt 5.5.2 erfolgt in Abbildung 7.2.9, die der Abbildung 5.6.5 rechts entspricht und durch lokale Ergebnisse erweitert wird. Dazu werden die jeweiligen lokalen Dehnungsanteile aller Hysteresen über der jeweiligen Dehnungsschwingweite dargestellt und den linearen Anpassungen aus den globalen Werkstoffversuchen gegenübergestellt. Hierbei zeigt sich eine gute Übereinstimmung der lokalen mit den globalen Ergebnissen. Weiterhin zeigt sich ein weiterer Vorteil der lokalen Dehnungsmessung, der in der Menge der pro Versuch gemessenen Informationen liegt. Mit einem einzelnen Versuch lassen sich mehrere Dehnungsschwingweiten erfassen und somit auch mehrere Dehnungsanteile ermitteln. Dadurch ließen sich wie hier in der Abbildung 7.2.9 die globalen linearen Anpassungen der einzelnen Dehnungsanteils mit nur wenigen Versuchen bereits in guter Näherung bestimmen.



**Abbildung 7.2.9** Elastische und plastische Dehnungsanteile aller lokalen Hysteresen über der Dehnungsschwingweite beider homogener Grundwerkstoffproben im Vergleich zu allen globalen Versuchsergebnissen am Grundwerkstoff aus Abschnitt 5.6.

Neben dem Informationsgewinn durch eine größere Anzahl an messbaren Dehnungsschwingweiten in Längsrichtung, ermöglicht die optische Dehnungsmessung zudem die Auswertung weiterer Dehnungskomponenten, wie der Dehnung in Querrichtung  $\varepsilon_x$  und dem Verzerrungsanteil  $\varepsilon_{xy}$  (Winkeländerungen). Da diese beiden Dehnungskomponenten in ihrer Größenordnung jedoch geringer ausfallen als die Längsdehnungen, sind sie zwangsläufig sensibler gegenüber Messfehlern und -rauschen. Eine Gegenüberstellung der zeitliche Längs- und der Querdehnungsverläufe für die Erstbelastung ist in Abbildung 7.2.10 links dargestellt.



**Abbildung 7.2.10** Längs- und Querdehnungsverläufe der homogenen Grundwerkstoffprobe aRKRTd13 bei der Erstbelastung und normierte Konturplots der Querkontraktionsanteile derselben Probe bei Zyklus 10.

Die Ermittlung der Querkontraktionszahl ( $\nu = \nu_{xy}$ ) erfolgt nur unter Einbeziehung der gemessenen Längs- und Querdehnung ( $\varepsilon_y$  und  $\varepsilon_x$ ), siehe Gleichung A.8 im Anhang. Die Dehnung in die  $z$ -Richtung (in die Ebenen hinein) kann mit der gegebenen Messtechnik nicht gemessen werden und somit nur mit Hilfe vereinfachender Annahmen abgeschätzt werden. Im vorliegenden Fall wird die Annahme getroffen, dass während der gesamten Beanspruchung Volumenkonstanz herrscht.

Die zeitlichen Verläufe der lokal gemessenen Längs- und Querdehnungen sind in 7.2.10 links dargestellt. Die Vernachlässigung der dritten Dehnungskomponente bei der Ermittlung der Querkontraktionszahl führt teilweise zu unphysikalischen Werten von  $>0,5$ , siehe  $\Delta\nu_{\text{ges}}$  in Abbildung 7.2.10. Vor allem am Rand der Probe im Bereich des Radiusübergangs ist die dritte Dehnungskomponente ( $\varepsilon_z$ ) nicht mehr zu vernachlässigen. Hier liegt aufgrund des Radiusübergangs eine milde Kerbe vor und die Annahme eines ideal einachsigen Spannungszustands in diesem Bereich ist nicht mehr zutreffend. Bereits in den Arbeiten von PRITCHARD ET AL. [76] und LEITAO [93] (Abschnitt 3.4.2) werden an der Probenoberfläche unphysikalische Querkontraktionszahlen von  $>0,5$  gemessen. Auch in diesen Fällen werden die überhöhten Werte mit der unbekannten nicht gemessene Dehnungskomponente in die Ebene hinein begründet.

Neben der Querkontraktionszahl aus der gesamten Dehnungsschwingweite  $\Delta\nu_{\text{ges}}$ , werden weiterhin die anteiligen Querkontraktionen  $\Delta\nu_{\text{plast}}$  und  $\Delta\nu_{\text{elast}}$  für den zehnten Zyklus ermittelt (Abbildung 7.2.10 rechts). Die Verteilung der plastischen Querkontraktionszahl ist annähernd gleich mit der Verteilung der gesamten Querkontraktionszahl. Die Verteilung der elastischen Querkontraktionszahl ist hingegen annähernd homogen mit einem Mittelwert von 0,3 über den gesamten Bereich.

Überraschend zeigt sich auch im Bereich der späteren Probeneinschnürung, wo es abschließend auch zum Probenversagen kommt, hohe Werte innerhalb der Verteilung der gesamten und plastischen Querkontraktionszahlen. Die Querdehnungen  $\varepsilon_x$  spiegeln somit nicht vollständig den Trend der Längsdehnungen  $\varepsilon_y$  wieder und zeigen in Bereichen niedriger Längsdehnungen, verhältnismäßig hohe Querdehnungen, so dass es zu solchen Verläufen kommt. Im zehnten Zyklus konnten anhand der Dehnungsanteile in Längsdehnung in diesem Bereich noch keine Auffälligkeiten identifiziert werden, siehe Abbildung 7.2.4. Mit Hilfe der Querdehnung und den Verläufen zur Querkontraktionszahl lassen sich hingegen bereits in einem frühen Stadium Auffälligkeiten ausmachen.

Abschließend lassen sich die Ergebnisse der lokalen Werkstoffbetrachtung zweier zyklischer Versuche am Grundwerkstoff wie folgt zusammenfassen:

- die größte Dehnungsschwingweite in Längsrichtung (Belastungsrichtung) ist kein direkter Indikator für die spätere Anrisslage,
- hingegen zeigt der lokale elastische Dehnungsanteil als Äquivalent zur lokalen Spannung deutliche Überhöhungen im Bereich des späteren Probenversagens,
- innerhalb der vermeintlich einfachen Versuchsführung kommt es zu Spannungsüberhöhungen aufgrund unterschiedlicher Ursachen und
- die optische Dehnungsmessung liefert eine Vielzahl an Zusatzinformationen (zum Beispiel lokale Auflösung, Querdehnungen und Dehnrate) im Vergleich zur konventionellen Versuchsdurchführung mit einfachem Seitenextensometer.

### 7.3. Ergebnisse an geschweißten Rohrsegmentproben

Das Hauptaugenmerk der lokalen Werkstoffanalyse liegt auf den Schweißverbindungen mit den unterschiedlichen geometrischen Ausprägungen – idealisiert, nachbearbeitet und unbearbeitet. Dazu wird in Kapitel 4 die Hypothese aufgestellt, dass *die lokalen Werkstoffeigenschaften für alle untersuchten Schweißnähte annähernd gleich ausfallen*. Hierzu wird der zehnte Zyklus als Referenzzyklus gewählt, da gegebenenfalls mit zunehmender Belastungshistorie das lokale zyklische Ver- und Entfestigungsverhalten dominiert und damit das lokale Werkstoffverhalten von den vorhergehenden Belastungen abhängt. Innerhalb der globalen Versuchsdurchführung zeigt sich, dass bis zum zehnten Zyklus eine erste ausgeprägte Verfestigungsphase abgeschlossen ist (siehe Kapitel 5.5.2). Weiterhin werden vereinzelt noch weitere Zyklen vorgestellt, wie zum Beispiel die Erstbelastung, um Veränderungen zum Referenzzyklus (Zyklus 10) hin zu untersuchen. Die Untersuchungen am Grundwerkstoff haben gezeigt, dass es im Lauf der Versuchsführung zu plastischen Umlagerungen kommen kann, die maßgeblich den Anrissort beeinflussen.

Der Schweißprozess führt zu vergleichbaren Härteverteilungen entlang aller Rohre und somit mutmaßlich auch zu gleichem zyklischen Werkstoffverhalten aller Schweißnähte. Als weitere Hypothese wird daher formuliert, dass *die lokalen Werkstoffeigenschaften nur vom Schweißprozess und nicht von den Randbedingungen der zyklischen Versuchsführung abhängen*. Unter den gegebenen Voraussetzungen spielt es bei annähernd gleicher Belastungshöhe für die lokalen Werkstoffeigenschaften keine Rolle, wo der Extensometerabgriff erfolgt und wie die Belastung erfolgt – dehnungs- oder kraftgeregelt.

#### 7.3.1. Ergebnisse an idealisierten Proben

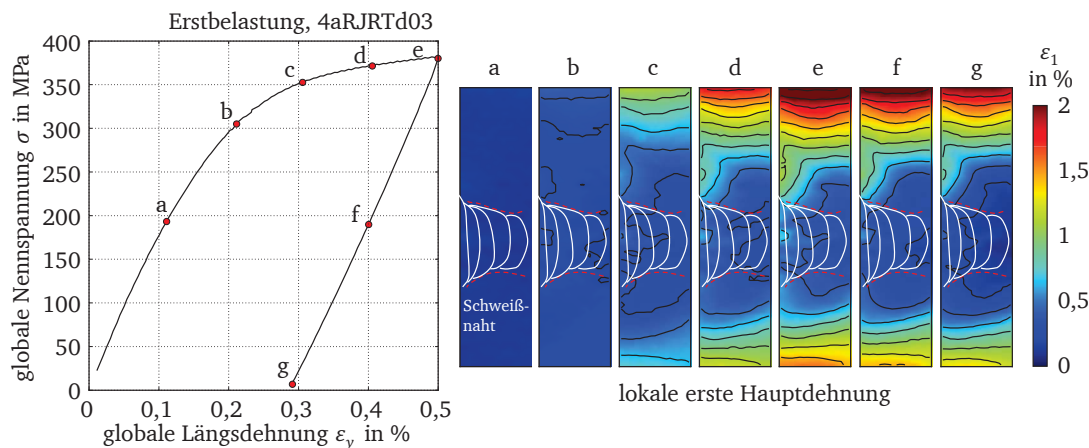
Die metallurgischen Inhomogenitäten entlang der Schweißnaht, werden an fünf Proben mit idealisiertem Querschnitt untersucht. Drei der Proben werden im Ausgangszustand geprüft, wobei – wie bei den zwei untersuchten Grundwerkstoffproben auch – unterschiedliche Belastungsarten und -höhen zum Einsatz kommen. Zwei weitere Proben haben einen lösungsgeglühten Zustand, die im Vergleich zum geschweißten Ausgangszustand keine spezifische Härteverteilung mehr entlang der Schweißnaht aufweisen. Auch hier werden wieder zwei unterschiedliche Belastungsarten untersucht, siehe Tabelle 6.

Die Einteilung des optisch untersuchten Prüfbereiches erfolgt bei jeder Probe mit idealisiertem Querschnitt mit einer Facettengröße von  $19 \times 19$  Pixeln. Die daraus berechneten Punkte haben einen Punktabstand von 16 Pixeln. Angaben zur Breite und Höhe der selektierten Auswertebereichen im Probenprüfbereich und die daraus ermittelten allgemeinen Auflösungen sind in Tabelle 7 zusammengestellt. Hierbei wird sich an der Auflösung der homogenen Grundwerkstoffproben orientiert, die bei ungefähr 13000 Pixeln/mm liegt. Für das anschließende Postprocessing wird die Anzahl der Punkte nochmal auf insgesamt 1600 Berechnungsknoten für alle Proben reduziert.

**Tabelle 7** Aufteilung und Auflösung der selektierten Auswertebereiche im Prüfbereich der idealisierten Proben.

Bezeichnung	Facetten- größe in Pixel	Punkt- abstand in Pixel	Abmessung Auswertebereich in mm/mm	Anzahl Facetten	Auflösung (gerundet) in Pixeln/mm <sup>2</sup>
4aRJRTd03	19 × 19	16	6,9 / 24,5	8409	12700
3aRJRTd13	19 × 19	16	6,1 / 24,1	7906	13800
4aRJRTd01	19 × 19	16	6,9 / 26,0	8925	12700
2aRJRTd02	19 × 19	16	4,7 / 25,3	6555	14100
2aRJRTd04	19 × 19	16	7,2 / 24,5	9617	13900

Der Einfluss der Schweißnaht auf das lokale Verformungsverhalten, ist in der Abbildung 7.3.1 ersichtlich. Hierin sind verschiedene Stufen der Längsdehnungen (erste Hauptdehnung  $\varepsilon_1$ ) innerhalb der Erstbelastung als Konturplots mit einheitlicher Skalierung dargestellt. Im Gegensatz zu den lokal untersuchten Grundwerkstoffproben – wo ausschließlich die Komponentendehnung ( $\Delta\varepsilon_y$ ) untersucht wird – werden für die geschweißten Proben die Hauptdehnungen berechnet, die zusätzlich Verzerrungen und Richtungsabhängigkeiten berücksichtigen. Die Berechnung und Transformation der Hauptdehnungen erfolgt nach Gleichung A.18.

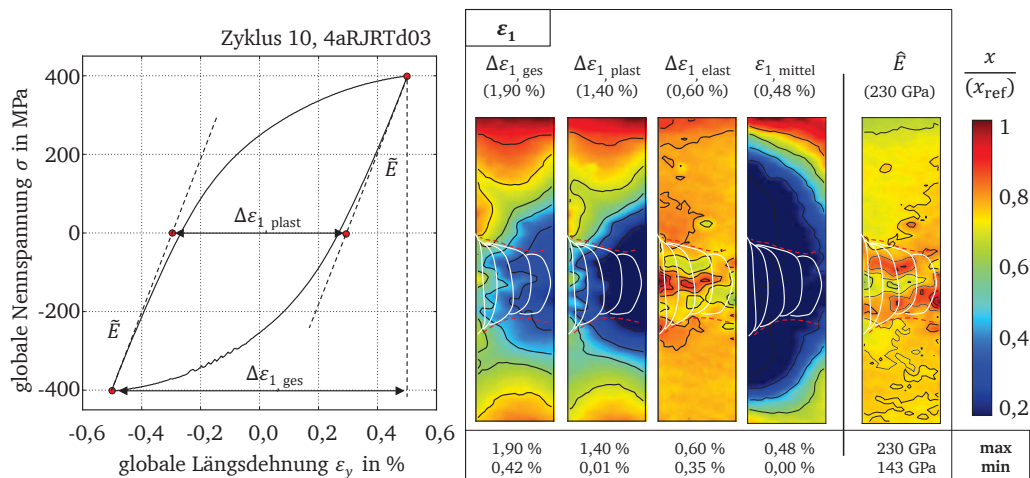
**Abbildung 7.3.1** Konturplots der ersten Hauptdehnungen einer inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei verschiedenen Stufen der zyklischen Erstbelastung.

Die Probe 4aRJRTd03 hat eine geregelte Dehnungsschwingweite von 1 % entlang der Schweißnaht erfahren und somit eine maximale Dehnungsamplitude von 0,5 %. Wie sich zeigt, bilden sich lokal außerhalb der Schweißnaht Dehnungsmaxima von bis zu 2 %, die damit deutlich höher ausfallen als die im Versuch global geregelte Dehnungsamplitude. Die hohen Dehnungen sind deutlich auf beiden Seiten, oberhalb und unterhalb der Schweißnaht im Grundwerkstoff in den Stufen d bis g auszumachen. Aus der Grundcharakterisierung der einzelnen Werkstoffe, Grundwerkstoff und Schweißgut, in Abschnitt 5.5.2 ging hervor, dass das Schweißgut eine höhere Festigkeit aufweist, was sich in einer höheren Fließgrenze widerspiegelt. Somit ist ein früheres Einsetzen von plastischen Verformungen und das Ausbilden größere Deformationen (bis zu Faktor 4) im Grundwerkstoff vorerst nicht verwunderlich. Bei genauerer Betrachtung der



Längsdehnungen unmittelbar an der Schweißnaht sind die Dehnungen entlang der Schweißwurzel geringer als entlang der Decklage. Der Dehnungsunterschied von der Wurzel zur Decklage hin weist bereits auf einen Bezug zur lokalen Härteverteilung hin, bei dem die Gradienten in ähnlicher Weise ausgebildet sind.

Als nächstes werden die lokalen Hauptdehnungsanteile für den zehnten Zyklus der Prüfung betrachtet. Dazu ist in Abbildung 7.3.2 neben der globalen Spannungs-Dehnungs-Hysteresis die gesamte Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}}$ ), die plastische und elastische Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{plast}}$  und  $\Delta\varepsilon_{1,\text{elast}}$ ) sowie die Mitteldehnung ( $\varepsilon_{1,\text{mittel}}$ ) und die lokale Steifigkeit ( $\hat{E}$ ) dargestellt. Die gemessenen Minimum- und Maximumwerte sind unterhalb des jeweiligen Konturplots aufgetragen. Innerhalb der Konturplots ist die Schweißnaht schematisch dargestellt. Die Verteilung der gesamten Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}}$ ) zeigt im zehnten Zyklus entlang der Schweißwurzel die geringsten Dehnungen, die von der Schweißwurzel aus nach außen hin zunehmen. Der Effekt zeigt sich deutlicher als bei der Erstbelastung in Abbildung 7.3.1. Die auftretende maximale Dehnungsschwingweite übersteigt, wie bei der Erstbelastung im Grundwerkstoff, den geregelten Wert von 1 % und liegt mit 1,9 % fast doppelt so hoch. Ein Vergleich der gesamten Dehnungsschwingweite mit der untersuchten Härteverteilung (Abbildung 5.4.2 in Abschnitt 5.4.3) zeigt einen deutlichen Zusammenhang.



**Abbildung 7.3.2** Normierte Konturplots der ersten Hauptdehnungsanteile und der Steifigkeit der inhomogenen Rohrsegmentprobe 4aRJRTd03 mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10.

Die Verteilung der plastischen Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{plast}}$ ) spiegelt qualitativ die Verteilung der Gesamtdehnungen wider. Die elastische Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{elast}}$ ), die sich aus der Differenz beider Dehnungen ergibt, zeigt hingegen einen deutlichen Unterschied zur gesamten Dehnungsschwingweite und ist vom Betrag her deutlich kleiner. Die Verteilung des elastischen Dehnungsanteils zeigt offensichtlich keinen Zusammenhang mehr zur Härteverteilung, sondern ist beeinflusst durch den allgemeinen Verlauf der Schweißnaht. Am Rand der Schweißnaht, vor der Wärmeeinflusszone, zeigen sich Bereiche, die kleine elastische Dehnungsschwingweiten aufweisen. Unmittelbar in der Mitte der Schweißnaht zeigt sich wiederum ein schmaler Bereich mit sehr hohen elastischen Dehnungsschwingweiten. Außerhalb der Schweißnaht fallen die elastischen Dehnungsanteile annähernd gleich aus. Anhand der elastischen Dehnungsschwingweite lässt sich eine Trennung von Grundwerkstoff und Schweißnaht vornehmen, wobei im Grundwerkstoff annä-

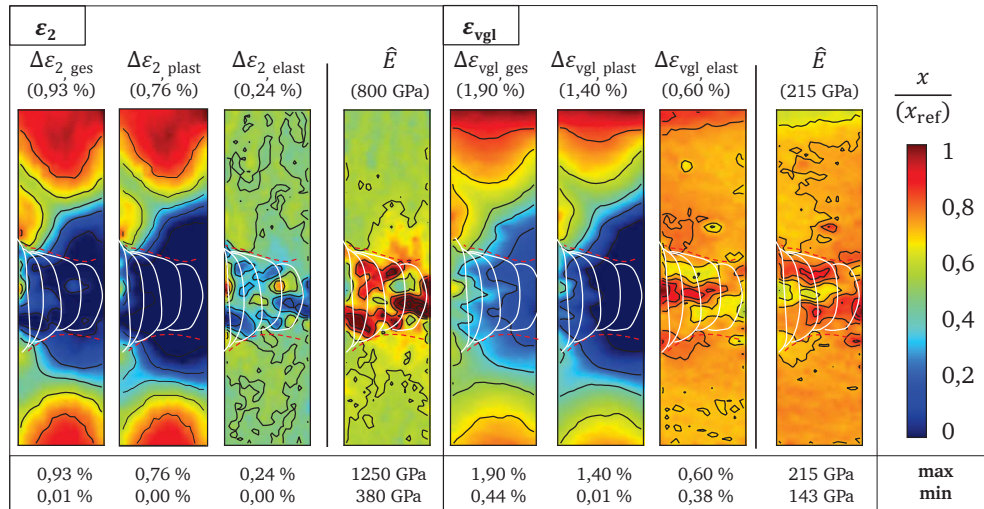
hernd homogene elastische Dehnungsschwingweite vorherrschen – unabhängig von den anderen Dehnungsanteilen –, hingegen innerhalb der Schweißnaht deutliche Unterschiede erkennbar sind.

Die Verteilung der Mitteldehnung ( $\varepsilon_{1,\text{mittel}}$ ) verdeutlicht die hohen Längsdehnungen an den äußeren Rändern im Grundwerkstoff. Dort haben sich bereits Mitteldehnungen gebildet, die mit annähernd 0,5 % der geregelten Dehnungsamplitude entsprechen. Im Bereich der mechanischen Dehnungsregelung ist wie erwartet keine Mitteldehnung festzustellen, da die Regelung (Extensometer) keine Mitteldehnung beinhaltet.

Als weitere Größe wird die lokale Steifigkeit ( $\hat{E}$ ) ausgewertet, die sich nach dem Umkehrpunkt der lokalen Nennspannungs-Dehnungs-Hysteresen ergeben. Dabei zeigt sich unmittelbar ein inverser Zusammenhang zwischen ihr und der elastischen Dehnungsschwingweite. Die Verteilung der lokalen Steifigkeiten zeigt, wie die Verteilung der elastischen Dehnungen auch, einen Zusammenhang zum allgemeinen Verlauf der Schweißnaht. Hierbei sind am Rand der Schweißnaht die höchsten lokalen Steifigkeiten festzustellen. In der Mitte gibt es einen Bereich in dem niedrige Steifigkeiten abgeschätzt werden. Außerhalb der Schweißnaht fallen die Veränderungen, wie bei der elastischen Dehnungsschwingweite auch eher gering aus. Nur am oberen Rand der Probe zeigen sich wieder niedrige lokale Steifigkeiten die hier jedoch geometrisch bedingt sind, da in diesem Bereich der Probe ein Radius und damit eine geometrische Kerbe liegt. Dieser Bereich im Grundwerkstoff lässt sich auch bei den elastischen Dehnungsschwingweiten wiederfinden.

In einem nächsten Schritt soll geklärt werden, ob sich das Verhalten der Dehnungsanteile in Längsrichtung (erste Hauptdehnung) auch in den Dehnungsanteilen in Querrichtung (zweite Hauptdehnung) widerspiegelt und ob die Einführung einer Vergleichsdehnung nach Gleichung A.33 zu nennenswerten Änderungen im Vergleich zur Längsdehnung führt. Die ermittelten Konturplots zur zweiten Hauptdehnung und Vergleichsdehnung sind in Abbildung 7.3.3 links dargestellt. Die Verteilungen der gesamten und der plastischen Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\varepsilon_{2,\text{ges}}$  und  $\Delta\varepsilon_{2,\text{plast}}$ ) der zweiten Hauptdehnung verlaufen annähernd vergleichbar zu den äquivalenten Verläufen der ersten Hauptdehnung. Im Gegensatz zur ersten Hauptdehnung ist der Bereich der Schweißnaht von der Wurzel bis zur Decklage fast vollständig durch kleine Dehnungen geprägt. Als Resultat zeigt sich bei der Verteilung der elastischen Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{2,\text{elast}}$ ) und der lokalen Steifigkeit ( $\hat{E}$ ) die Ausprägung der Schweißnaht deutlicher. Im mittigen Bereich der Schweißnaht zeigen sich vereinzelt Bereiche, die wieder große elastische Dehnungsanteile bzw. niedrige lokale Steifigkeiten aufweisen. Außerhalb der Schweißnaht im Grundwerkstoff lässt sich für beide untersuchten Größen  $\Delta\varepsilon_{2,\text{elast}}$  und  $\hat{E}$  wieder eine homogenere Verteilung feststellen, obwohl die gesamte Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{2,\text{ges}}$ ) deutliche Unterschiede in der Verteilung aufweist. Die berechneten Werte für die Steifigkeit sind in ihrer Höhe irreführend und nicht mit der Steifigkeit in Längsrichtung vergleichbar, da als Grundlage für die Berechnung der Steifigkeit die Nennspannung in Längsrichtung und die Hauptdehnungen in Querrichtung ( $\varepsilon_2$ ) verwendet wird. An der zweiten Hauptdehnung  $\varepsilon_2$  zeigt sich wie bei der ersten Hauptdehnung  $\varepsilon_1$  ein deutlicher mikrostruktureller Einfluss der Schweißnaht. Am oberen Rand der elastischen Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{2,\text{elast}}$ ) und lokalen Steifigkeit ( $\hat{E}$ ) zeigt sich für die zweite Hauptdehnung im Vergleich zur ersten Hauptdehnung im Grundwerkstoff keine erneute Änderung. Eine Erklärung dafür folgt später. Allgemein sind die ermittelten Werte der Dehnungsanteile für die zweiten Hauptdehnung annähernd halb so groß wie die Werte der ersten Hauptdehnung, was sich mit der allgemeinen Annahme der Volumenkonstanz deckt.



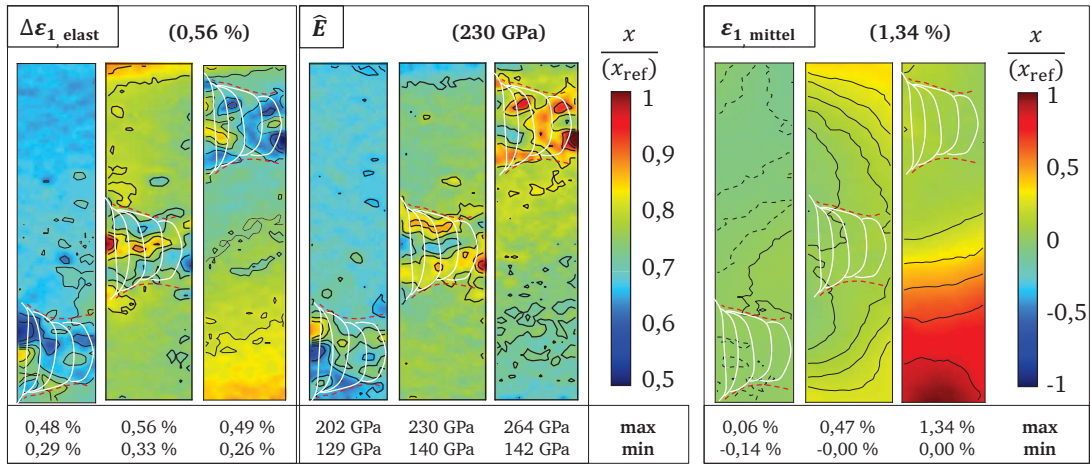


**Abbildung 7.3.3** Normierte Konturplots der Hauptdehnungsanteile und der Steifigkeit entlang der zweiten Hauptdehnung und Vergleichsdehnung der inhomogenen Rohrsegmentprobe 4aRJRTd03 mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10.

Die untersuchten Verteilungen der berechneten Vergleichsdehnung ( $\Delta\varepsilon_{vgl}$ ) zeigt im Vergleich zur ersten Hauptdehnung das gleiche qualitative und quantitative Verhalten. Das bedeutet in diesem Fall, dass die Verformung überwiegend durch die erste Hauptdehnung geprägt ist und kein gravierender Einfluss durch eine zusätzliche Kerbwirkung und Mehrachsigkeit der metallurgischen Schweißnaht zu erwarten ist.

Um die Allgemeingültigkeit der getroffenen Aussagen zu überprüfen, werden drei idealisierte Proben miteinander verglichen, die jeweils unterschiedliche Beanspruchungen erfahren haben und bei denen die Lage der Schweißnaht innerhalb der Prüfzone variiert. Eine Zusammenstellung der unterschiedlichen Versuchsbedingungen, ist in Abbildung 7.3.4 links dargestellt. In der Zusammenstellung ist neben der erreichten Anrisswechselzahl ( $N_A$ ) auch die Anrisslage skizziert, die sich bei allen drei Proben außerhalb der Schweißnaht befindet. Dass nicht nur die globalen Versuchsbedingungen variieren, sondern auch die lokalen Dehnungsverteilungen, ist durch die Verteilung der Maximal- und Minimaldehnung ( $\varepsilon_{1,max}$  und  $\varepsilon_{1,min}$ ) in Abbildung 7.3.4 mitte und rechts dargestellt. Dabei entsprechen die Darstellungen den Dehnungen zu einem festen Zeitpunkt, bei dem die globale Dehnung im Zyklus maximal bzw. minimal wird. Weiterhin entspricht die Maximaldehnung der maximalen Zugbeanspruchung und die Minimaldehnung der maximalen Druckbeanspruchung. Für die Maximaldehnungen sind für alle Proben viele Gemeinsamkeiten untereinander auszumachen, wohingegen bei der Minimaldehnung deutliche Unterschiede ersichtlich sind. Zum Beispiel zeigen sich beim kraftgeregelten Versuch 4aRJRTd01 im Vergleich zu den beiden anderen dehnungsgeregelten Versuchen Minimaldehnungen, die bereits im positiven Wertebereich liegen. Eine mögliche Ursache für die lokalen positiven Werte des kraftgeregelten Versuchs im unteren Umkehrpunkt der Hysterese kann das Mitteldehnungskriechen (Ratcheting) sein, was bei kraftgeregelten Versuchen vorzugsweise am stärksten innerhalb der ersten Zyklen auftritt A.3. Beim dehnungsgeregelten Versuch 4aRJRTd03 zeigt sich für die Minimaldehnungen eine halbkreisförmige Verteilung um die Schweißwurzel, die an eine Biegelinie erinnert.





**Abbildung 7.3.6** Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile, der lokalen Steifigkeiten und der Mitteldehnungen aller inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10.

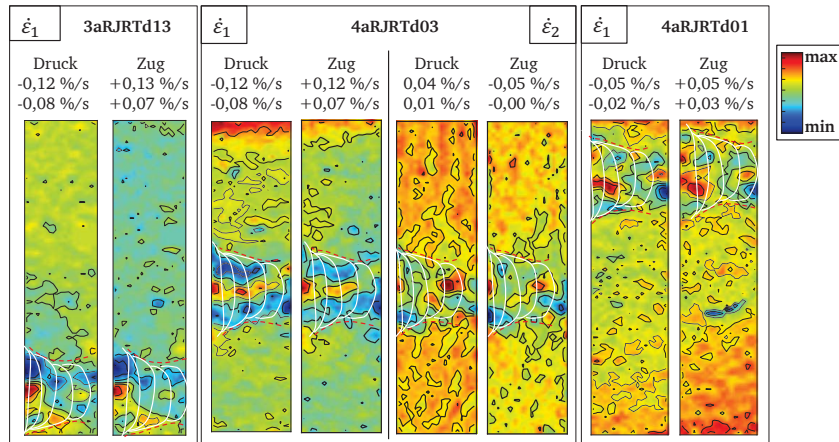
Bei einer globalen Dehnungsschwingweite von 0,72 % fallen die elastischen Dehnungsschwingweiten allgemein geringer aus als bei einer globalen Dehnungsschwingweite von 1 %. Die globalen Dehnungsschwingweiten der einzelnen Versuche sind zur Erinnerung in Abbildung 7.3.4 zusammengestellt.

Insgesamt zeigt sich entlang aller Schweißnähte eine vergleichbare charakteristische Ausprägung der elastischen Dehnungsschwingweite ( $\Delta \varepsilon_{1, \text{elast}}$ ) und lokalen Steifigkeit ( $\hat{E}$ ), die geprägt ist vom allgemeinen Verlauf der Schweißnaht. Die lokale Steifigkeit und die elastische Dehnungsschwingweite sind hierbei als äquivalente Größen zu betrachten.

Beim kraftgeregelten Versuch (Probe rechts) sind lokal bereits sehr hohe Mitteldehnungen ( $\varepsilon_{1, \text{mittel}}$ ) erkennbar, die zum Rand der Probe am höchsten ausfallen. Die hohen Mitteldehnungen führen in diesem Bereich vermutlich auch zu höheren elastischen Dehnungsschwingweiten und niedrigeren lokalen Steifigkeiten als im Rest des Grundwerkstoffs. Im Vergleich zum kraftgeregelten Versuch fallen die Mitteldehnungen entlang der dehnungsgeregelten Versuche (beide Proben links) gering aus, sind aber auch am Rand am höchsten.

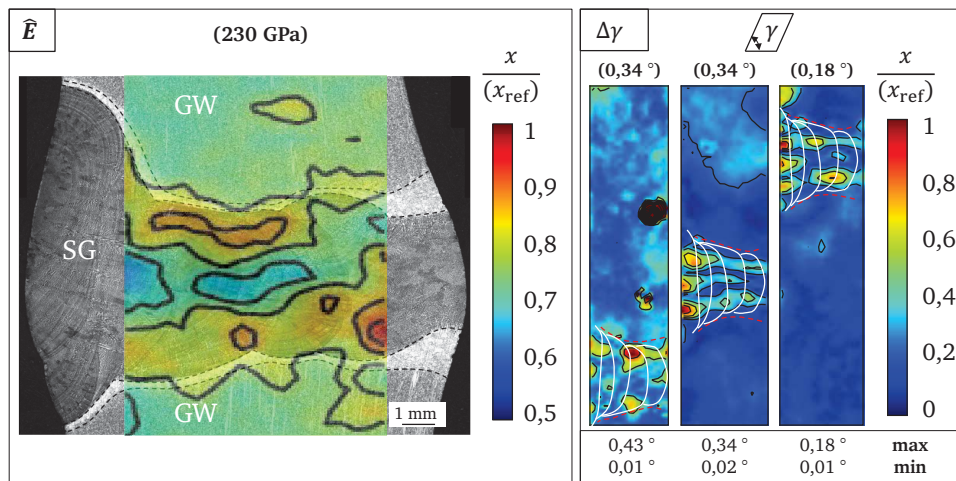
Um die Konsistenz der Ergebnisse weiter zu belegen, werden die lokalen Dehnraten für alle drei Proben herangezogen, siehe Abbildung 7.3.7. Hierbei werden die Dehnraten unmittelbar nach den Umkehrpunkten ausgewertet und es wird dabei zwischen Zug- und Druckbeanspruchung differenziert. Sowohl für den zug-, als auch den druckbeanspruchten Hysteresenast bildet sich für alle Proben im mutmaßlich linear elastischen Bereich nach dem Umkehrpunkt dieselbe Charakteristik heraus, wie sie für die Verteilung der elastischen Dehnungsschwingweiten und der lokalen Steifigkeiten beschrieben ist. Die beiden dehnungsgeregelten Versuche, mit gleicher globaler Dehnrates von 1 %/s, zeigen hierbei erwartungsgemäß annähernd die gleichen Maximum- und Minimumwerte. Trotz geringeren lokalen Dehnraten beim kraftgeregelten Versuch (Probe 4aRJRTd01) zeigt sich dieselbe Charakteristik, wie bei den anderen beiden Proben. Für die Probe 4aRJRTd03 wird exemplarisch gezeigt, dass die Charakteristik erwartungsgemäß nicht nur für die lokalen Dehnraten in Längsrichtung ( $\varepsilon_1$ ) gilt, sondern auch für die lokalen Dehnraten in Querrichtung ( $\varepsilon_2$ ).





**Abbildung 7.3.7** Konturplots der lokalen Dehnraten im linear elastischen Bereich aller inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt jeweils im zug- und druckbeanspruchten Bereich des zehnten Zyklus unterteilt.

Die lokale Steifigkeit ist abhängig vom Verlauf der Schweißnaht. Nochmals verdeutlichen soll das Abbildung 7.3.8 links, in der ein exemplarischer Verlauf einer gemessenen lokalen Steifigkeitsverteilung einer metallographischen Schweißnahtansicht überblendet ist. An den Rändern der Schweißnaht werden die höchsten lokalen Steifigkeiten gemessen. Innerhalb der Schweißnaht wird ein schmaler Bereich mit sehr niedrigen Steifigkeiten gemessen.



**Abbildung 7.3.8** Exemplarische Gegenüberstellung der lokalen Steifigkeiten mit dem mikrostrukturellen Verlauf einer Schweißnaht und Verteilung der lokalen Verzerrungsschwingweiten für alle inhomogenen Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10.

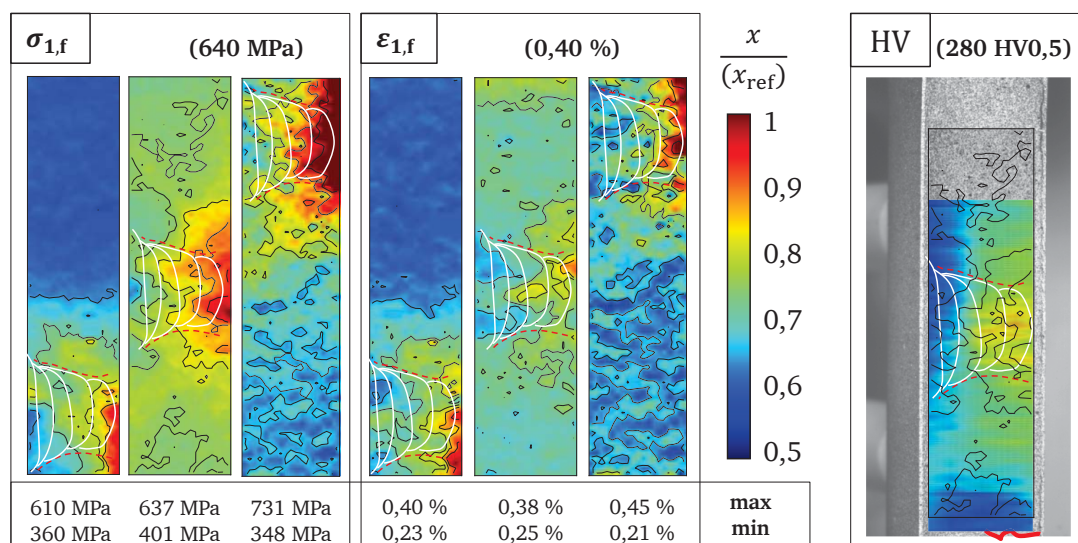
Bei der Grundcharakterisierung des reinen Schweißgutes ließ sich feststellen, dass der zyklische Elastizitätsmodul für das Schweißgut mit ca. 170 GPa unter dem zyklischen Elastizitätsmodul des Grundwerkstoffs mit über 180 GPa liegt. Eine Vermutung zur Ausbildung der Steifigkeitscharakteristik ist, dass das reine Schweißgut, wie es auch bei der Grundcharakterisierung geprüft worden ist, in der Mitte der Schweißnaht vorliegt. An den Rändern der Schweißnaht werden höhere lokale Steifigkeiten durch kurzzeitige Diffusionsprozesse mit dem Grundwerkstoff ausgebildet. Da beim Schweißen die lokalen Abkühlgeschwindigkeiten extrem hoch sind, lassen sich nur zwei schmale Prozesszonen an den Schweißnahtändern, an denen diese Diffusionsprozesse

stattfanden, feststellen. Die beschriebene Charakteristik ist für alle drei untersuchten Proben gleich.

Um die Steifigkeitssprünge (Faktor 2) innerhalb der Schweißnaht zu verifizieren, wird als weitere Größe die lokale Verteilung der Verzerrungen ( $\Delta\gamma$ ) betrachtet. Der lokale Verzerrungswinkel wird als weitere Größe innerhalb der optischen Dehnungsmessung ausgegeben und ist in der Abbildung 7.3.8 rechts als Differenzgröße zwischen den lokalen Minimum- und Maximumwerten dargestellt. Die Verteilung des Verzerrungswinkels zeigt entlang der Schweißnaht bei allen drei Proben drei schmale Bereiche, die die einzelnen Bereiche der charakteristischen lokalen Steifigkeitssprünge widerspiegeln. Außerhalb der Schweißnaht im gesamten Bereich des Grundwerkstoffs ist die Verteilung der Verzerrungswinkel annähernd homogen. Somit zeigt sich wie bei der lokalen Steifigkeitsverteilung ein direkte Bezug zur metallurgischen Schweißnaht.

Im Bereich der Schweißnaht kommt es zu lokalen Querdehnungsbehinderungen ( $\varepsilon_2 \approx 0$ , siehe Abbildung 7.3.3), so dass sich dort ebenfalls ein mehrachsiger Spannungszustand ( $\sigma_2 \neq 0$ ) ausbildet, siehe Abbildung 6.2.5. Der lokal mehrachsige Spannungszustand führt einerseits zu zusätzlichen Verzerrungen und andererseits beeinflusst es die ermittelte Steifigkeit in diesem Bereich.

Während die Verteilungen der elastischen Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{elast}}$ ), der lokalen Steifigkeit ( $\hat{E}$ ) und des Verzerrungswinkels ( $\Delta\gamma$ ) eine unmittelbare Beziehung zum allgemeinen Verlauf der Schweißnaht aufweisen, lässt sich anhand der resultierenden Gesamtdehnung ein Zusammenhang zur lokalen Härteverteilung feststellen, siehe Ausführungen zur Abbildung 7.3.2. Anhand der lokalen Nennspannungs-Dehnungs-Beziehungen lassen sich lokal Fließbedingungen ( $\sigma_{1,f}$  und  $\varepsilon_{1,f}$ ) ableiten. Dazu wird der Punkt ermittelt, an dem die Nennspannungs-Dehnungs-Kurve von der lokal ermittelten Steifigkeitsgeraden um maximal 0,02 % abweicht. Die Verteilungen der lokalen Fließspannungen und -dehnungen bestätigen die Verläufe der Gesamtdehnungen (Abbildung 7.3.5 links), siehe Abbildung 7.3.9.

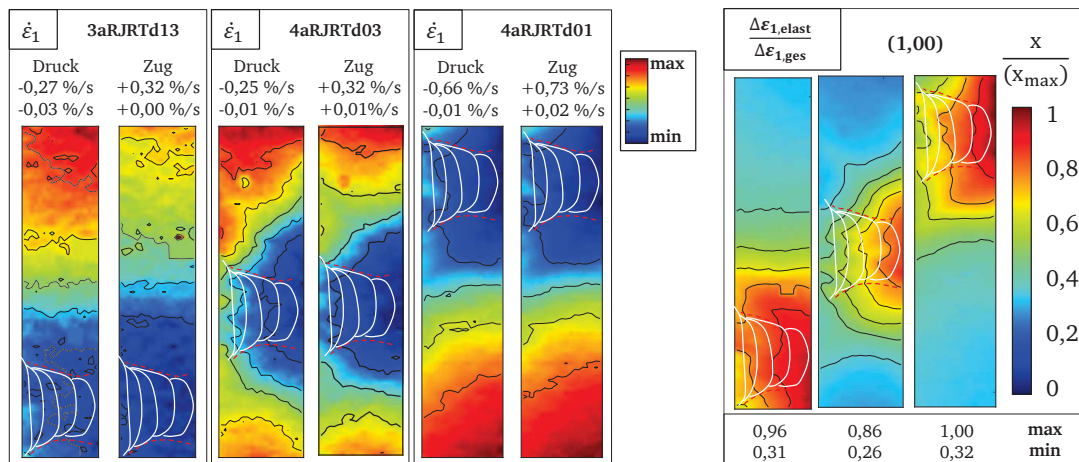


**Abbildung 7.3.9** Normierte Konturplots der abgeleiteten Fließspannung und -dehnung für alle inhomogenen Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10 und exemplarische Gegenüberstellung der Fließspannung mit der lokalen Härteverteilung.

Im Bereich niedriger Gesamtdehnungen lassen sich hohe Fließspannungen und -dehnungen ermitteln. Hingegen sind in Bereichen hoher Gesamtdehnungen niedrige Fließspannungen und -dehnungen zu verzeichnen. In den äußeren Bereichen des Grundwerkstoffs finden sich annähernd homogene Verläufe der Fließspannung und -dehnung. Der Zusammenhang ist für alle drei Proben gleich und weist eine gute Übereinstimmung zur lokalen Härteverteilung, siehe Abbildung 7.3.9 rechts.

Werden die lokalen Dehnraten am Ende der zyklischen Zug- und Druckbeanspruchung betrachtet, siehe Abbildung 7.3.10 links, bestätigen sich ebenfalls die lokalen Gesamtdehnungen. Die Gradientenbildung zeigt keinen direkten Zusammenhang zum allgemeinen Verlauf der Schweißnaht.

Um die Fließbedingung zusätzlich auf eine zweite Art einzuschätzen, wird das Verhältnis der elastischen Dehnungsschwingweite an der Gesamtdehnungsschwingweite ermittelt, siehe Abbildung 7.3.10 rechts. Die Skalierung der Verteilungen wird für alle Proben auf 1 festgelegt, wobei der Wert 1 bedeutet, dass die lokale Fließbedingung noch nicht erreicht ist. Bei gleicher lokaler Nennspannung suggerieren Werte um 1 eine hohe Fließspannung. Für alle drei Proben zeigt sich für das Verhältnis entlang der Schweißnahtwurzel eine hoher Wert, der annähernd halbkreisförmig zu den Rändern der Probe hin abnimmt. Dadurch wird der Zusammenhang zwischen Fließbedingung und Härteverteilung erneut bestätigt.



**Abbildung 7.3.10** Konturplots der lokalen Dehnraten im plastischen Bereich und Anteil des elastischen Dehnungsanteils an der Gesamtdehnung aller inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt.

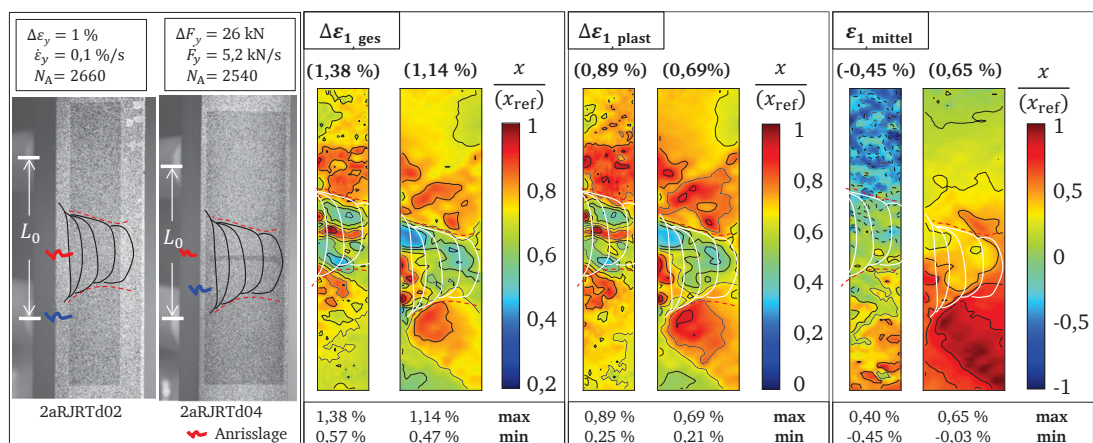
Die Härte wird durch die Vermessung eines Härteeindrucks bestimmt, der durch eine konstante Last lokal am Werkstoff eingebracht wird. Der Härteeindruck bewirkt eine bleibende plastische Verformung, die anschließend vermessen wird. Je eher eine lokale Fließspannung erreicht ist, umso größer ist in der Regel die bleibende plastische Verformung bei gleicher Last und äquivalenter Verfestigung. Somit ist die Härte ein Indiz für die lokale Fließspannung. Steifigkeitssprünge zum Beispiel aufgrund einer lokalen mehrachsigen Beanspruchung können durch die Härtemessung nicht wiedergegeben werden.

Die lokale Ausprägung der Fließbedingung ist wie die lokale Ausprägung der Steifigkeit abhängig vom Schweißprozess. Durch die halbkreisförmige Anordnung der Fließbedingung (Abbildung

7.3.9) um die Schweißwurzel herum, liegt die Vermutung nahe, dass der lokale Wärmestau durch das mehrlagige Schweißen weitere Diffusionsprozesse anregt. Diese Diffusionsprozesse sind von den lokalen Prozessen bei der Steifigkeitsausbildung zu trennen und laufen bei deutlich geringeren Temperaturen ab, siehe Abschnitt 5.4.3.

Zur Validierung der genannten Vermutungen werden in einem nächsten Schritt lösungsgeglühte Proben betrachtet, die durch die zusätzliche Wärmebehandlung eine Homogenisierung der lokalen Härteverteilung erfahren haben, siehe Abbildung 5.4.6. Die Arbeitshypothese ist, dass durch die Homogenisierung der Härte sich auch die lokale Fließspannung homogenisiert hat, jedoch die lokale Steifigkeitsverteilung annähernd unverändert geblieben ist.

Zwei lösungsgeglühte Proben werden in Anlehnung an die nicht-lösungsgeglühten Proben dehnungs- und kraftregelt untersucht, siehe Abbildung 7.3.11 links. Dabei tritt bei beiden lösungsgeglühten Proben, anders als bei den nicht-lösungsgeglühten Proben, die Anrisslage innerhalb der Schweißnaht auf.



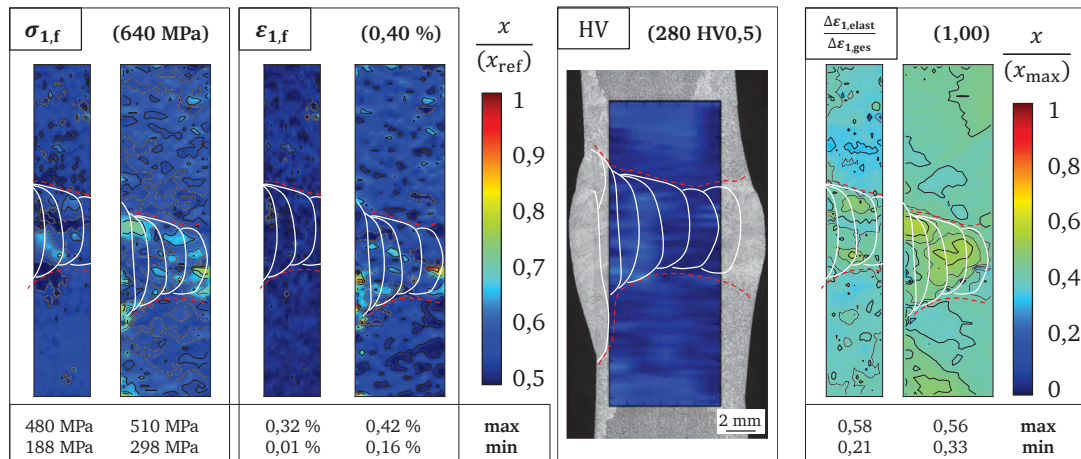
**Abbildung 7.3.11** Normierte Konturplots der ersten Hauptdehnungsanteile aller lösungsgeglühten Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10.

Bei annähernd gleicher Beanspruchung weisen die lösungsgeglühten Proben eine höhere Anrisswechselzahl auf als die nicht-lösungsgeglühten Proben. Die Verteilung der gesamten Dehnungsschwingweite ( $\Delta \varepsilon_{1, \text{ges}}$ ) der ersten Hauptdehnung, zeigt bei den lösungsgeglühten Proben eine komplett andere Charakteristik als bei den nicht-lösungsgeglühten Proben. Anhand der gesamten Dehnungsschwingweite ist ein deutlicher Zusammenhang zum allgemeinen Verlauf der Schweißnaht erkennbar. Die Charakteristik innerhalb der Schweißnaht entspricht der beschriebenen Charakteristik der lokalen Steifigkeitsverteilung und der Verteilung der elastischen Dehnungsschwingweiten bei den nicht-lösungsgeglühten Proben. Am Rand der Schweißnähte, wo die lokalen Steifigkeiten der Schweißnaht hoch ausfallen, bilden sich die kleinsten Dehnungsschwingweiten. In der Mitte der Schweißnähte lassen sich hingegen sehr hohe gesamte Dehnungsschwingweiten messen. Im Grundwerkstoff bilden sich ausgehend von der Schweißnaht Dehnungsgradienten, die zum Rand der Probe hin abnehmen. Die Verteilung der plastischen Dehnungsanteile entspricht qualitativ der Gesamtdehnungsverteilung. Die Mitteldehnung ist geprägt durch den Lastangriffspunkt, der am unteren Ende der Probe liegt. Vom Lastangriffspunkt aus zur oberen Einspannung der Probe hin nimmt die Mitteldehnung ab und kann sogar negative Werte aufweisen.



Die Proben bilden beim Lösungsglühen an der Oberfläche eine Oxidschicht aus. Die Oxidschicht beeinflusst die Haftung der Präparation für die optische Dehnungsmessung und führt zu einer rauen Oberflächenstruktur. Daher fallen die lokalen Versuchsergebnisse der lösungsgeglühten Proben schlechter aus. Neben dem frühen Abplatzen der Präparation führt die raue Oberfläche zu lokal schwankenden Licht- und Schattenverhältnissen, was sich in der Signalgüte der optischen Dehnungsmessung widerspiegelt. Die Messungen und die darauf aufbauenden Anpassungen zeigen daher ein deutlich höheres Rauschen. So ließ sich bei der dehnungsgeregelten Probe auch nur ein deutlich schmalerer Bereich auswerten.

Werden für die lösungsgeglühten Proben die Fließspannung  $\sigma_{1,f}$  und Fließdehnung  $\varepsilon_{1,f}$  betrachtet, die zur besseren Vergleichbarkeit auf die Werte der nicht-lösungsgeglühten Proben normiert werden, stellt sich genau das prognostizierte Verhalten der aufgestellten Arbeitshypothese ein, siehe Abbildung 7.3.12 links. Die Verteilungen der Fließspannungen ( $\sigma_{1,f}$ ) und Fließdehnungen ( $\varepsilon_{1,f}$ ) sind annähernd homogen, bei deutlichen Dehnungsgradienten innerhalb der lokalen gesamten und plastischen Dehnungsschwingweite. Auch die Verhältnisgröße der elastischen Dehnungsschwingweite über der gesamten Dehnungsschwingweite weist für die untersuchten Schweißnähte eine annähernd homogene Verteilung auf, siehe Abbildung 7.3.12 rechts.



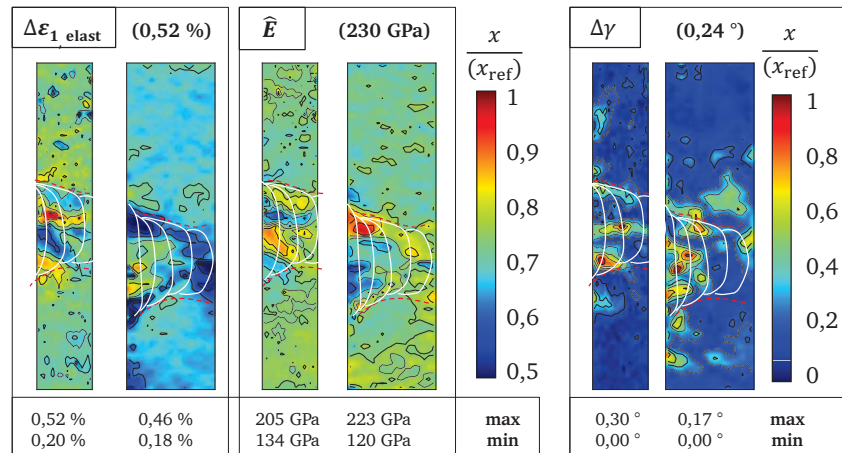
**Abbildung 7.3.12** Normierte Konturplots der abgeleiteten Fließspannung und -dehnung für alle lösungsgeglühten Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10 und exemplarische Gegenüberstellung der Fließspannung mit der lokalen Härteverteilung.

Für die Verteilungen der lokalen Steifigkeiten ( $\hat{E}$ ) zeigt sich ebenfalls das prognostizierte Verhalten, siehe Abbildung 7.3.13. Entlang der Ränder der Schweißnaht sind hohe lokale Steifigkeiten festzustellen mit einem Bereich niedriger Steifigkeiten zwischendrin. Das entspricht im Wesentlichen der vorgestellten Verteilung entlang der nicht-lösungsgeglühten Proben. Die elastische Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,elast}$ ) als äquivalent zur lokalen Steifigkeit spiegelt ebenfalls das erwartete Verhalten wider. Außerhalb der Schweißnaht zeigen sich für beide untersuchten Größen – Steifigkeit und elastische Dehnungsschwingweite – annähernd homogene Verläufe, die jedoch durch erhöhtes Messrauschen beeinflusst sind.

Anhand der lokalen Verzerrungsschwingweite ( $\Delta\gamma \approx 2 \cdot \Delta\varepsilon_{xy}$ ), siehe Abbildung 7.3.13 rechts, zeigt sich ebenfalls erneut ein deutlicher Einfluss der Steifigkeitsunterschiede entlang der Schweißnaht auf die Ausprägung der Verzerrungen. Hierbei sei jedoch gesagt, dass Größen, wie die Winkelverzerrungen, die im Vergleich zu anderen Messgrößen wie die lokalen Dehnungen kleine

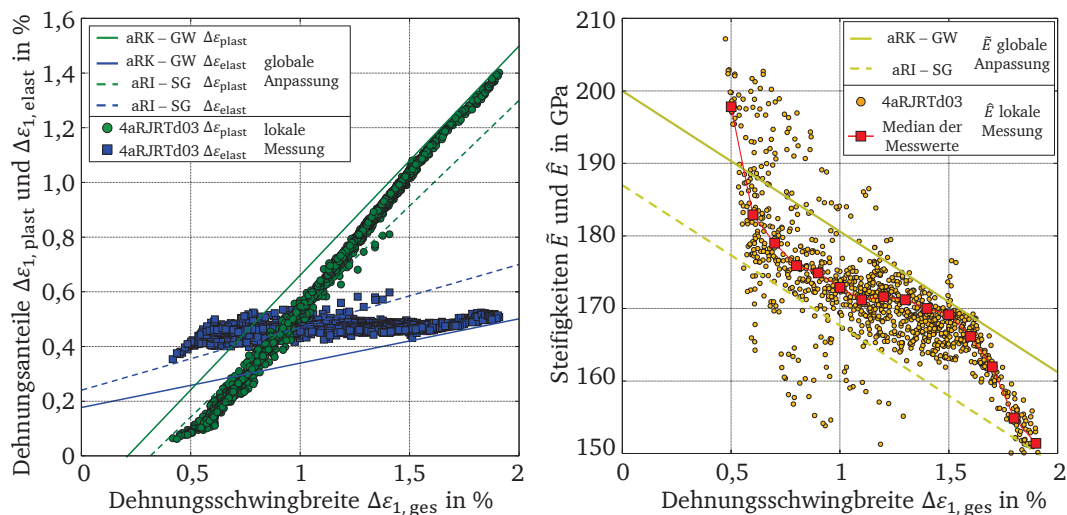


Werte aufweisen, am stärksten vom Messrauschen beeinflusst sind. Die Messergebnisse sind somit nicht so eindeutig wie bei den nicht-lösungsgeglühten Proben, zeigen aber die gleichen Tendenzen innerhalb der Schweißnaht.



**Abbildung 7.3.13** Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile, der lokalen Steifigkeiten und der lokalen Verzerrungen aller lösungsgeglühten Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10.

Zur Quantifizierung der bisherigen Ergebnisse werden ausgewählte lokale Messergebnisse der idealisierten Rohrsegmentprobe den globalen Anpassungen der einzelnen Werkstoffe aus Abschnitt 5.5 gegenübergestellt. Dazu werden als erstes die lokal ermittelten Dehnungsschwingweiten der Probe 4aRJRTd03 (1 % dehnungsgeregt) aus Abbildung 7.3.5 zusammen mit der globalen Anpassung aus Abbildung 5.6.20 dargestellt, siehe Abbildung 7.3.14 links.



**Abbildung 7.3.14** Vergleich zwischen globaler und lokaler Dehnungsanteile und Einordnung der lokal bestimmten Steifigkeiten exemplarisch für die dehnungsgeregteten Probe 4aRJRTd03 mit idealisiertem Querschnitt.

Hierin entsprechen die Linien der globalen Anpassung – getrennt in der Anpassung für den Grundwerkstoff (GW – Strichlinien) und dem Schweißgut (SG – gestrichelte Linien) – und die Symbole aller Messergebnisse der lokalen Messung. Die elastischen Dehnungsschwingweiten

( $\Delta\varepsilon_{1,\text{elast}}$ ) in grün und die plastischen Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{plast}}$ ) in blau werden dabei über der gesamten Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}}$ ) aufgetragen. Im Bereich der niedrigen gesamten Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}} \leq 1\%$ ) liegen die lokalen Messergebnisse näher an der globalen Anpassung des Schweißgutes, wohingegen im Bereich der hohen gesamten Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}} \geq 1,5\%$ ) die lokalen Messergebnisse annähernd auf der globalen Anpassung des Grundwerkstoffs liegen. Dazwischen ergibt sich für die lokalen Messergebnisse ein fließender Übergang. Das Verhalten lässt sich gut erklären, da hohe lokale gesamte Dehnungsschwingweiten am oberen und unteren Rand der Probe auftreten, wo überwiegend Grundwerkstoff vorliegt, der beim Schweißen keine Umwandlung durch eine lokale Wärmeeinwirkung erfahren hat. Im Bereich der Schweißnaht (mittlerer Bereich der lokalen Messung) werden lokal überwiegend kleine gesamte Dehnungsschwingweiten gemessen, die somit eher durch das reine Schweißgut repräsentiert sind. Abweichungen zur globalen Anpassung entstehen, da bei den reinen Werkstoffproben die lokal begrenzte Diffusion mit dem Grundwerkstoff beim Schweißen nicht vorhanden ist und damit unterschieden werden muss, zwischen aufgeschweißtem Schweißdraht (Schweißgutproben) und der tatsächlichen Schweißnaht (innerhalb der Rohrsegmentprobe) zur Verbindung zweier austenitischer Rohre. Insgesamt lässt sich aber eine gute Übereinstimmung zwischen den lokalen Messgrößen und der globalen Anpassung der beiden Werkstoffe (Grundwerkstoff und Schweißgut) feststellen mit einem fließenden Übergang zwischen beiden separat untersuchten Werkstoffen. Das Ergebnis bestätigt nochmal die hohe Qualität der lokalen Messergebnisse.

In einer weiteren Quantifizierung werden die lokal ermittelten Steifigkeiten ( $\hat{E}$ ) in Abhängigkeit zur lokalen gesamten Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}}$ ) der globalen Anpassung der Steifigkeit ( $\tilde{E}$ ) aus Abbildung 5.6.21 gegenübergestellt, siehe Abbildung 7.3.14 rechts. Hierin entsprechen wieder die Linien der globalen Anpassungen und die Symbole aller lokal ermittelten Messergebnisse. Da die ermittelten Messergebnisse der lokalen Steifigkeiten deutlich breiter streuen, wird zur Verdeutlichung abschnittsweise ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}} = 0,1\%$ ) der Median der dortigen Messergebnisse gebildet und ebenfalls in der Abbildung dargestellt. Es ist festzustellen, dass der Großteil der ermittelten lokalen Steifigkeiten zwischen der globalen Anpassung des Grundwerkstoffs und des Schweißgutes liegen. Weiterhin bestätigt sich bei der lokalen Messung der abfallende Trend der gemessenen Steifigkeiten in Abhängigkeit von der lokalen Dehnungsschwingweite, unabhängig von der Schweißnaht.

Im Bereich hoher gesamter Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}} \geq 1,5\%$ ) zeigt sich eine Abweichung zur Anpassung am Grundwerkstoff in Form einer höheren Steigung. Diese lässt sich durch eine Unterschätzung der lokalen Steifigkeit aufgrund der geometrischen Kerbe – Radiusübergang am oberen Rand der Probe – erklären. Durch eine lokale Korrektur auf die Steifigkeit des Grundwerkstoffs in diesem Bereich ergebe sich dort eine Spannungsüberhöhung. Mit abnehmender Dehnungsschwingweite nähern sich die ermittelten lokalen Steifigkeiten der Anpassung des Schweißgutes an, vergleichbar mit den einzelnen Dehnungsanteilen. Im Bereich der niedrigen Dehnungsschwingweiten ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}} \leq 0,6\%$ ) werden hingegen wieder sehr hohe lokale Steifigkeiten gemessen, die sogar die globale Anpassung des Grundwerkstoffs übersteigen. Am Rand der Schweißnaht bei allgemein sehr niedrigen Dehnungsschwingweiten werden sehr hohe lokale Steifigkeiten ermittelt, die nicht mit der Grundcharakteristik des reinen Schweißgutes übereinstimmen. Eine lokale Querdehnungsbehinderung ( $\varepsilon_2 \approx 0$ ) führt zu einer lokalen Mehrachsigkeit, die

zu Steifigkeitssprüngen innerhalb der Schweißnaht führt. Dies führt weiterhin zu einer zusätzlichen Schubbeanspruchung, die anhand der lokalen Verzerrungen nachgewiesen werden kann. Weiterhin streuen die lokalen Messwerte stark und liegen teils ober- und unterhalb der globalen Anpassungen und zeigen somit die Sensitivität des Verfahrens zur Bestimmung der Steifigkeit.

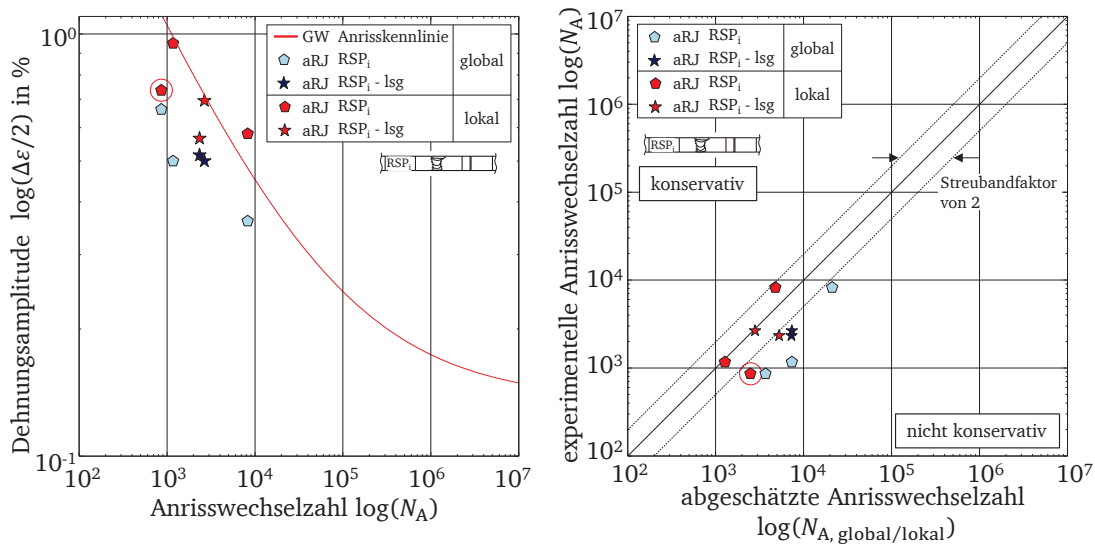
Nachdem die lokalen Messwerte gute Übereinstimmungen mit der globalen Grundcharakterisierung zeigen und ein Verständnis für die Steifigkeitssprünge aufgrund lokaler Mehrachsigkeiten geschaffen wurde, lässt sich anhand der lokalen Messwerte das lokale Deformationsverhalten der Schweißnaht in weiterführende Untersuchungen, zum Beispiel mittels FEA, ermitteln und anpassen. In der Regel ist nicht das Werkstoffverhalten von bauteilnahen Rohrsegmentproben von Interesse, sondern nur das Mittel zum Zweck, um weiterführend das gesamte geschweißte Rohrbauteil unter realen Betriebslasten (Innendruck, Temperatur,...) auszulegen und zu bewerten. Dies kann durch eine weiterführende FEA-Simulation erfolgen, die jedoch entsprechende Kennwerte zur Beschreibung des lokalen elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens benötigt. Anhand der lokalen Dehnungsmesswerte lassen sich Materialparameter für elastisch-plastische Materialgesetze, wie zum Beispiel Ramberg-Osgood und Chaboche, identifizieren. Hierbei ist jedoch kritisch anzumerken, dass durch die optische Dehnungsmessung entlang der Schweißnaht Bereiche mit hohen und niedrigen plastischen Dehnungsanteilen eng beieinander festgestellt werden. Die Anpassung von elastisch-plastischen Materialparametern mit Werten ausschließlich im linear-elastischen Dehnungsbereich führt in der Regel zu einer Fehleinschätzung dieser Materialparameter zur Beschreibung des plastischen Bereichs. Daher sollte darauf geachtet werden, dass im Anwendungsbereich ausreichend Plastizität stattfindet und die zu Grunde liegende Datenbasis konsistent ist. Die Ermittlung elastisch-plastischer Materialparameter durch eine Kopplung der FEA mit der optischen Dehnungsmessung wird durch LANG [54] beschrieben. Die klassischen Materialgesetze beschreiben das elastisch-plastische Werkstoffverhalten maßgeblich durch die anfängliche Steifigkeit (Elastizitätsmodul), die Fließbedingung und die anschließenden Verfestigung. In dieser Arbeit werden die lokalen Steifigkeiten und die lokalen Fließbedingungen anhand der idealisierten Rohrsegmentproben hinreichend gut charakterisiert. Die anschließende Verfestigung kann wie in Abschnitt 5.6.1 durch eine vereinfachte Formulierung für alle Dehnungsschwingweiten beschrieben werden. Durch eine allgemeine Vereinheitlichung der Messwerte (Mittelwertbildung) können abschließend die Materialparameter für die Steifigkeit, die Fließbedingung und die Verfestigung direkt in die FEA Simulation überführt werden, was einen wesentlichen Vorteil gegenüber einer zusätzlichen Best-Fit-Iteration für die Materialparameter darstellt. Die numerische Simulation, die zur Auslegung und Bewertung der gesamten Bauteillebensdauer dient, ist jedoch nicht Gegenstand dieser Arbeit und sollte in zukünftigen Arbeiten untersucht werden.

Werden für alle lokal untersuchten idealisierten Rohrsegmentproben – lösungsgeglüht und nicht-lösungsgeglüht – die Anrissorte (siehe Abbildung 7.3.4 und 7.3.11) betrachtet, ergibt sich für alle Proben bis auf Probe 4aRJRTd01 ein direkter Zusammenhang zwischen maximaler gesamter Dehnungsschwingweite und der Anrisslage. Die Probe 4aRJRTd01 weist einen Einschluss auf, der zu einem frühzeitigen Versagen der Probe führt und wird im Anschluss zur nachfolgenden allgemeinen Lebensdauerbewertung diskutiert.

Bei den Proben, die nicht-lösungsgeglüht sind, führt die Verteilung der lokalen Fließspannungen bei ausreichend hohen Dehnungen zu Dehnungsüberhöhungen außerhalb der Schweißnaht

(oberer und unterer Rand der Probe), die abschließend zum Versagen der Proben führen. Bei homogenisierten Fließspannungen dagegen, die sich nachweislich durch das Lösungsglühen einstellen, ist die Schweißnaht versagensrelevant, da sich im Bereich der niedrigen Steifigkeit die höchste gesamte Dehnungsschwingweite einstellt. Aus dieser Erkenntnis an den lösungsgeglühten Proben ergibt sich der allgemeine Zusammenhang, dass mit einer abnehmenden Beanspruchung der Proben die Versagenswahrscheinlichkeit innerhalb der Schweißnaht im Bereich der niedrigen Steifigkeit zunimmt. Dies deckt sich mit der Beobachtung an weiteren idealisierten Proben, die jedoch nicht lokal untersucht sind. Bei geringen Dehnungsschwingweiten in Richtung einer HCF-Beanspruchung lässt sich auch bei den nicht-lösungsgeglühten Proben ein Versagen innerhalb der Schweißnaht feststellen [9].

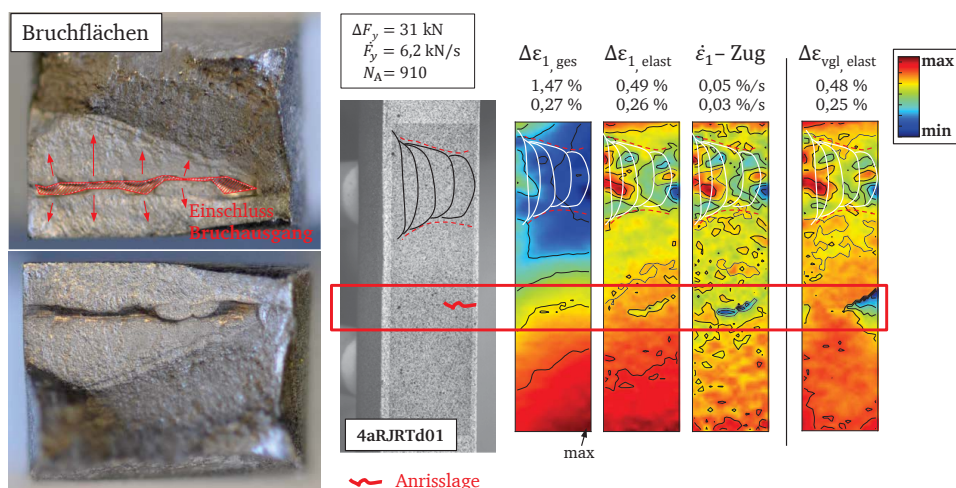
Durch die lokale Messung lassen sich nun die lokalen Maximalwerte der gesamten Dehnungsamplitude (halbe Dehnungsschwingweite) mit der aufgetragenen globalen Dehnungsamplitude bei entsprechender Anrisswechselzahl (Symbole) und der bekannten Anrisskennlinie nach LANGER aus dem KTA-Regelwerk [2] für den austenitischen Grundwerkstoff vergleichen, siehe Abbildung 7.3.15 links.



**Abbildung 7.3.15** Vergleich zwischen globaler und lokaler Dehnungsamplitude und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose für alle lokal untersuchten Proben mit idealisiertem Querschnitt.

Wie zu erwarten, liegen die lokalen Messwerte (rote Symbole) näher an der Anrisskennlinie für den Grundwerkstoff, als die globalen Messwerte (blaue Symbole), unabhängig vom Lösungsglühen. Bei einer direkten Gegenüberstellung in einem 45°-Lebensdauerschaubild, in dem die experimentelle Anrisswechselzahl über einer abgeschätzten Anrisswechselzahl aufgetragen wird (siehe Abbildung 7.3.15 rechts), zeigt sich für alle globalen Abschätzungen (blaue Symbole) anhand der vorgegebenen Dehnungsschwingweiten eine schlechte Bewertung im nicht konservativen Bereich. Für die lokale Bewertung (rote Symbole) zeigt sich hingegen eine gute Übereinstimmung zwischen dem Experiment und der Abschätzung mit einer geringen Streuung (Streubandfaktor 2). Die lokale Bewertung beurteilt das Versagen auch besser, als das in Abschnitt 5.7 vorgestellte Konzept zur Korrektur der Lebensdauern anhand der gemessenen Nennspannungen (Abbildung 5.7.6), erkennbar durch die geringere Streuung der Messwerte.

Die Probe 4aRJRTd01 hat ihre Anrisslage nicht am Ort der maximalen gesamten Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,ges}$ ), siehe Abbildung (7.3.16). Der Grund hierfür ist ein Einschluss (Lunker) im Rohrquerschnitt, der zu einem vorzeitigen Versagen der Probe unabhängig vom Dehnungskriterium geführt hat und gut auf den Bruchflächen erkennbar ist. Anhand bereits vorgestellter Konturplots (Abbildung 7.3.5 und 7.3.7) lassen sich an der lokal untersuchten Oberfläche der Probe Auffälligkeiten erkennen, die auf eine Unregelmäßigkeit hindeuten. Bei der gesamten Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,ges}$ ) ist noch keine Unregelmäßigkeit im Bereich der Anrisslage zu erkennen. Erste Unregelmäßigkeiten lassen sich bei der elastischen Dehnungsschwingweite ( $\Delta\varepsilon_{1,elast}$ ) feststellen, die im Bereich der Anrisslage niedrigere Werte aufweisen als die Umgebung und somit auf höhere plastische Verformungen hinweisen. Deutlicher werden die Unregelmäßigkeiten bei der Dehnrates im linear-elastischen Bereich des zugbeanspruchten Hysteresenastes ( $\dot{\varepsilon}_1$ -Zug), bei der ebenfalls niedrigere Werte im Bereich der Anrisslage gemessen werden als in der Umgebung. Als weitere Größe wird auch die Vergleichsdehnung ( $\Delta\varepsilon_{1,vgl}$ ) berechnet, die die Unregelmäßigkeit für den elastischen Dehnungsanteil am stärksten wiedergibt und den Versagensort an der Kante des Prüfquerschnitts eindeutig markiert. Alle Konturplots zeigen den 10. Zyklus, so dass bereits in einem sehr frühen Belastungsstadium der lokale Einschluss identifiziert werden konnte.



**Abbildung 7.3.16** Gegenüberstellung der Anrisslage und Bruchflächen mit ausgewählten Konturplots bei Zyklus 10 der kraftgeregelten Probe 4aRJRTd01 mit idealisiertem Querschnitt zur frühzeitigen Erkennung von inneren Fehlern.

Abschließend lassen sich die Ergebnisse an den Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt wie folgt zusammenfassen:

- die Annahme einer lokal einheitlichen Nennspannung im Fall des idealisierten Querschnitts führt zu konsistenten Ergebnissen an vergleichbaren Proben mit unterschiedlichen Randbedingungen,
- die lokale Steifigkeitsverteilung ist maßgeblich durch den allgemeinen Verlauf der Schweißnaht bestimmt und durch lokale Querdehnungsbehinderungen geprägt,
- die lokal ermittelten Fließspannungen decken sich qualitativ gut mit den lokalen Mikrohärtewerten, sowohl für die nicht-lösungsgeglühten als auch die lösungsgeglühten Proben,
- die lokalen Ergebnisse lassen sich durch weitere Beobachtungen und durch einen Abgleich mit den globalen Ergebnissen qualitativ und quantitativ bestätigen,

- die Lebensdauer lässt sich anhand der lokalen Dehnungsschwingweite besser als mit der globalen Dehnungsvorgabe beschreiben und
- mit Hilfe einzelner lokaler Messwerte lassen sich gegebenenfalls frühzeitig nicht sichtbare Fehler unter der Oberfläche wie zum Beispiel Einschlüsse lokalisieren.


### 7.3.2. Ergebnisse an nachbearbeiteten Rohrsegmentproben

Die lokalen Werkstoffkennwerte entlang der austenitischen Schweißnaht sind nun anhand der Proben mit idealisiertem Querschnitt charakterisiert. Nachfolgend werden die lokal untersuchten nachbearbeiteten Proben vorgestellt, die keinen einheitlichen Querschnitt entlang der Prüfzone mehr besitzen. Dabei werden insgesamt 5 Proben untersucht, wobei 3 Proben eine unbehandelte Schweißnaht besitzen und zwei Proben im Nachhinein lösungsgeglüht sind. Im Folgenden wird sich weitestgehend auf die lokalen Einflüsse der Probenlebensdauer beschränkt und Unterschiede zur idealisierten Probe aufgezeigt.

In Anlehnung an die Proben mit idealisiertem Querschnitt werden für die nachbearbeiteten Proben ähnliche Einstellungen bei der Durchführung und Auswertung der optischen Dehnungsmessung gewählt, siehe Tabelle 8. Die Auflösung innerhalb des Prüfbereichs ist somit bei allen Probentypen sehr ähnlich und damit vergleichbar. Die Anzahl der Berechnungsknoten wird, wie für die idealisierten Proben auch, für das Postprocessing aller nachbearbeiteten Rohrsegmentproben reduziert, um die Berechnungszeit in einem vertretbaren Rahmen zu halten. Die Anzahl der Berechnungsknoten beträgt in diesem Fall 1875 und fällt aufgrund eines allgemein größeren Messbereichs im Vergleich zu den bisherigen Probentypen größer aus.

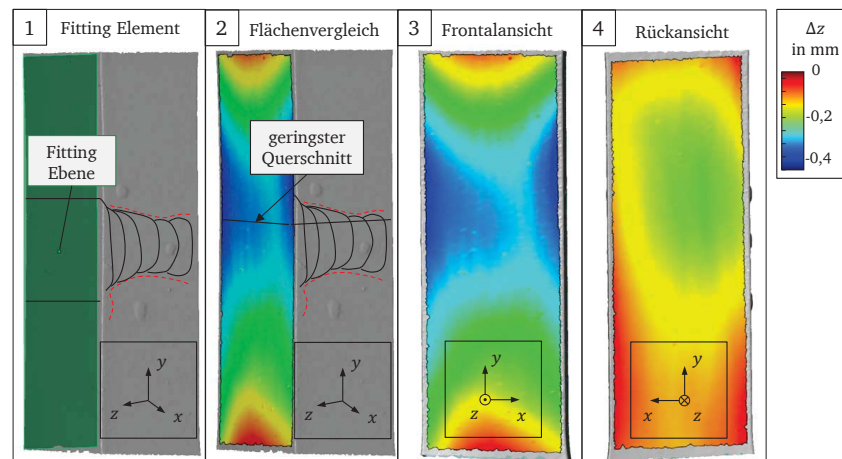
**Tabelle 8** Aufteilung und Auflösung der selektierten Auswertebereiche im Prüfbereich der nachbearbeiteten Proben.

Bezeichnung	Facetten- größe in Pixel	Punkt- abstand in Pixel	Abmessung Auswertebereich in mm/mm	Anzahl Facetten	Auflösung (gerundet) in Pixeln/mm <sup>2</sup>
4aRJRTd06	19 × 19	16	7,4 / 24	9329	13400
3aRJRTd08	19 × 19	16	8,3 / 23,8	10858	14100
4aRJRTd05	19 × 19	16	8,9 / 22,8	11150	14100
3aRJRTd05	19 × 19	16	8,3 / 21,3	9753	14100
3aRJRTd15	19 × 19	16	8,0 / 22,4	9761	13900

Die Nachbearbeitung der Proben erfolgt, wie in Abschnitt 5.3 bereits beschrieben, oberflächlich durch das beidseitige Überschleifen der Schweißnahtüberhöhungen – an der Deck- und Wurzel-lagenseite der Schweißnaht. Das Schleifen wird dabei händisch ausgeführt und ist im Gegensatz zum Schweißprozess nicht automatisiert oder standardisiert. Um die Geometrie der Prüfzone nach der Nachbearbeitung besser verdeutlichen zu können, wird ein 3D-Oberflächenscan einer ausgewählten Probe vorgestellt, siehe Abbildung 7.3.17. Für die visuelle Darstellung wird wie bei der homogenen Rundprobe ein Flächenvergleich zu einer idealisierten Geometrie erstellt. Die idealisierte Geometrie entspricht in diesem Fall zweier planen Best-Fit-Ebenen, die jeweils entlang der Deck- und Wurzellage der Schweißnaht an der Oberfläche generiert werden ( für die Decklage). Die Ebenen sind an den äußersten Punkt der selektierten Oberfläche positioniert, so



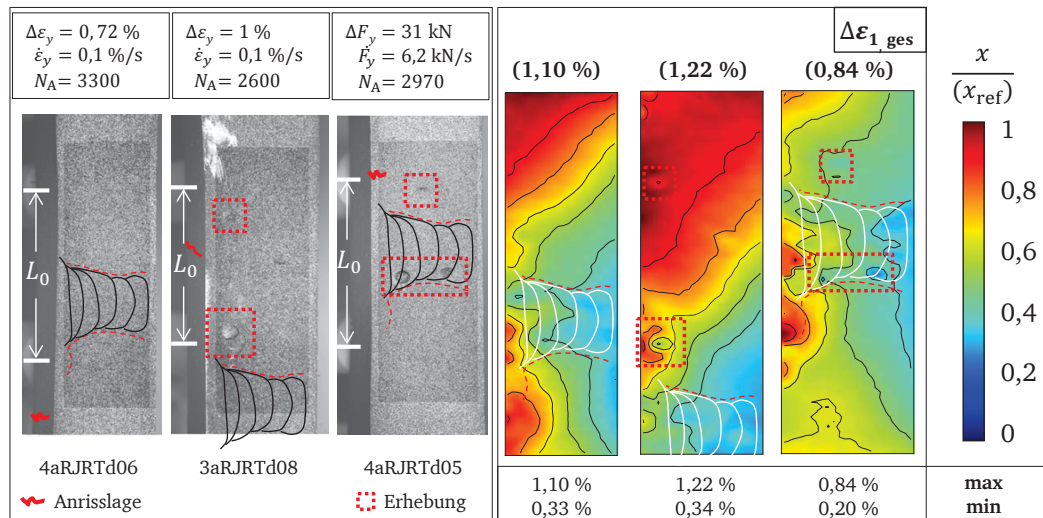
dass für den anschließenden Flächenvergleich nur Werte kleiner Null möglich sind und damit die Querschnittsreduzierung verdeutlicht wird. Zu der erstellten Ebene wird der geringste Abstand zu den Oberflächenpunkten berechnet [2]. Der Flächenvergleich erfolgt sowohl für die Frontalansicht der Rohrsegmentprobe [3], dem Bereich, wo die Decklage der nachbearbeiteten Schweißnaht überschliffen ist und der Rückansicht der Probe, dem Bereich der Schweißnahtwurzel [4].



**Abbildung 7.3.17** 3D-Oberflächenscan der Prüfzone einer nachbearbeiteten Rohrsegmentprobe mit Fitting-Ebene im überschliffenen Bereich [1], abgeleiteter Flächenvergleich [2] und Ansichten der Flächenvergleiche beider nachbearbeiteten Flächen [3] und [4].

Die Flächenvergleiche beider Ansichten verdeutlichen, dass im Bereich der Schweißnaht eine Einebnung auf beiden Seiten stattfindet und der Querschnitt entlang der Prüfzone somit reduziert ist, mit dem geringsten Querschnitt im Bereich der Schweißnaht. Neben der Veränderung des Probenquerschnitts zeigt der Vergleich beider Flächenvergleiche, dass die Einebnung auf der Decklagenseite deutlich stärker ausfällt als entlang der Wurzellagenseite. Diese Aussage bestätigt sich bei allen untersuchten 3D-Oberflächenscans der nachbearbeiteten Rohrsegmentproben. Da die Einebnung auf der Decklagenseite der Schweißnaht größer ausfällt, ist bei einer zyklischen Dehnwechselprüfung mit  $R_\varepsilon = -1$  unter hohen Beanspruchungsniveaus mit einer zusätzlichen Biegebeanspruchung der Proben zu rechnen.

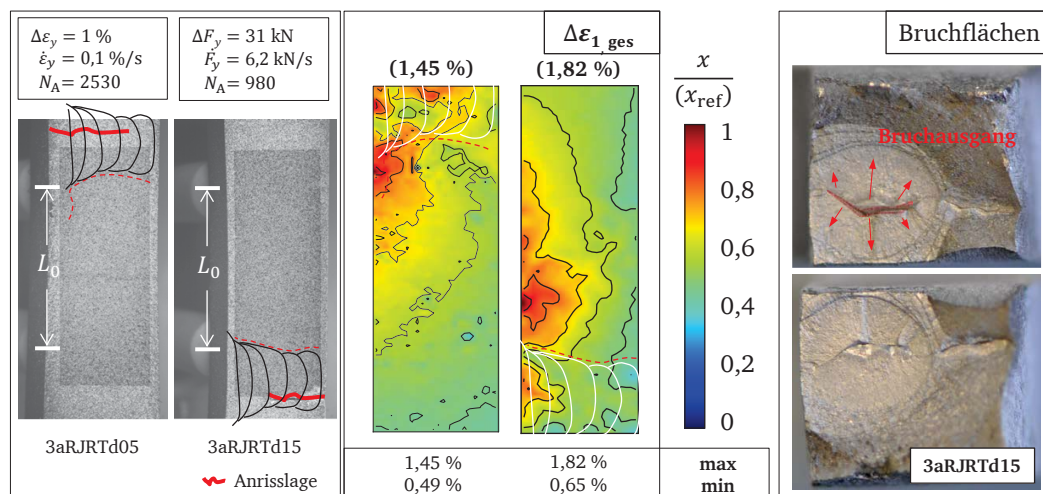
Eine Darstellung der Proben mit den wichtigsten Versuchskennndaten und die Verteilung der gesamten Dehnungsschwingweite der ersten Hauptdehnung gemessen im zehnten Zyklus ist in Abbildung 7.3.18 zu sehen. Neben den Probenbildern mit eingezeichnetem Extensometer und eingezeichneter Lage der Schweißnaht ist weiterhin die individuelle Anrisslage dieser Proben markiert. Alle lokal untersuchten nachbearbeiteten Rohrsegmentproben versagen auf der Seite der überarbeiteten Decklagenseite außerhalb der Schweißnaht. Das Versagen findet hierbei nicht im Bereich des geringsten Querschnitts statt, der im Bereich der Schweißnaht liegt. Die Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon_{1,ges}$  aller drei lokal untersuchten Proben zeigen sehr hohe Werte außerhalb der Schweißnaht, siehe Abbildung 7.3.18 rechts. Die hohen gemessenen Dehnungsschwingweiten im Bereich des Grundwerkstoffs stimmen gut mit den Versagensorten im Grundwerkstoff überein. Nichtsdestotrotz treten auch sehr hohe Dehnungsschwingweiten im Bereich der Schweißnahtdecklage auf, die jedoch nicht zum Versagen der Probe geführt haben. Weiterhin kann kaum ein Unterschied zwischen der ersten Hauptdehnung und der Vergleichsdehnung (nicht dargestellt) gemacht werden, sodass von einer einachsigen Beanspruchung ausgegangen wird.



**Abbildung 7.3.18** Darstellung der drei lokal untersuchten Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteten Schweißnähten und Darstellung ihrer gesamten Dehnungsschwingweite der erste Hauptdehnung bei Zyklus 10.

Bereits der 3D-Oberflächenscan (Abbildung 7.3.17) zeigt Unebenheiten in Form von kleinen Erhebungen im Bereich der Probenoberfläche. Dadurch kommt es bei der optischen Dehnungsmessung entlang der Erhebungen zu ungewollten Verfälschungen der Messergebnisse, da die Erhebungen zu Verschattungen während der Prüfung führen. Diese Erhebungen und deren Auswirkung auf die Dehnungsmessungen sind in Abbildung 7.3.18 markiert. Da die Messfehler lokal begrenzt sind und örtlich zugeordnet werden können, werden sie für die nachfolgenden Untersuchungen toleriert.

Bei den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben im lösungsgeglühten Zustand tritt das Versagen innerhalb der Schweißnaht im Bereich des geringsten Querschnitts auf, siehe Abbildung 7.3.19 links. Aufgrund der vorgestellten Erkenntnisse an den Proben mit idealisiertem Querschnitt ist dieses Verhalten auch zu erwarten.



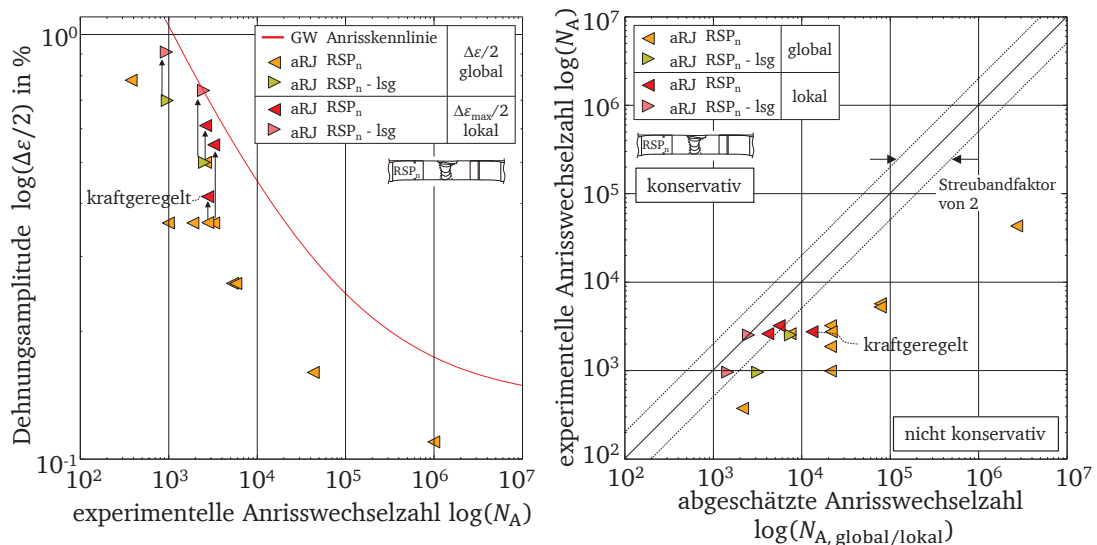
**Abbildung 7.3.19** Darstellung der lokal untersuchten lösungsgeglühten Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteten Schweißnähten und Darstellung ihrer gesamten Dehnungsschwingweite der erste Hauptdehnung bei Zyklus 10 sowie die Bruchflächen der Probe 3aRJRTd15.



Unglücklicherweise liegt die Anrisslage bei den beiden lösungsgeglühten Proben außerhalb des optischen Auswertebereichs, sodass diesbezüglich keine fundierte Aussagen getroffen werden kann. Jedoch kann festgehalten werden, dass die Verteilung der gesamten Dehnungsschwingweite im lösungsgeglühten Zustand entlang der nachbearbeiteten Proben und der Proben mit idealisierten Querschnitt gleiche Ausprägungen zeigt, vergleiche Abbildung 7.3.19 mit 7.3.11.

Bei der Probe 3aRJRTd15 wird neben einer sehr kurzen Lebensdauer erneut ein Versagen ausgehend von einem inneren Fehler festgestellt, siehe dazu die Bruchflächen in Abbildung 7.3.19 rechts. Der innere Fehler ist diesmal innerhalb der Schweißnaht zu finden, wobei kein Indiz darauf anhand einzelner Dehnungsgrößen festgestellt werden kann. Zum einen liegt das an der unglücklichen Lage des Anrisses, die sich außerhalb des Messbereiches befindet und zum anderen scheint der innere Fehler deutlich entfernt von der Probeoberfläche zu liegen, so dass eine direkte Auswirkung an der Oberfläche nicht zu erwarten ist.

Die maximal auftretenden lokalen Dehnungsamplituden der fünf lokal untersuchten nachbearbeiteten Rohrsegmentproben liegen deutlich über der global aufgetragenen Dehnungsamplitude und nähern sich somit der bekannten Anrisskennlinie für den Grundwerkstoff an, siehe Abbildung 7.3.20 links.

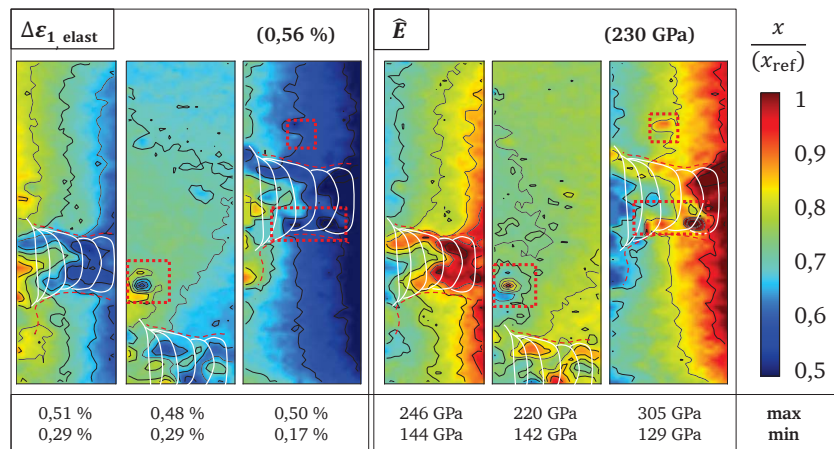


**Abbildung 7.3.20** Vergleich zwischen globaler und lokaler Dehnungsamplitude und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose für alle lokal untersuchten Proben mit nachbearbeitetem Querschnitt.

Zur besseren Einordnung sind in der Abbildung neben den zusätzlich lokal untersuchten Proben alle geprüften nachbearbeiteten Rohrsegmentproben mit ihrer globalen Dehnungsamplitude aufgetragen. Die Zuordnung des lokalen und globalen Ergebnisses eines einzelnen Versuchs erfolgt durch einen Pfeil. Bis auf den einen kraftgeregelten Versuch liegen alle lokalen Versuchsergebnisse annähernd auf der Anrisskennlinie. Dass die lokale Dehnungsamplitude zu einer guten Abschätzung der Probenlebensdauer führt, zeigt sich am direkten Vergleich der experimentell ermittelten und der lokal abgeschätzten Lebensdauer anhand der Anrisskennlinie, siehe Abbildung 7.3.20 rechts. Die lokal untersuchten Proben liegen, bis auf den kraftgeregelten Versuch, in einem engen Streuband mit einem Streubandfaktor von 2. Hierbei ist zu wiederholen, dass die lokalen Kenngrößen im zehnten Zyklus ermittelt werden und somit lokale Ver- und Entfestigungsprozesse

während der Prüfung nicht mit berücksichtigt sind. Im Fall des kraftgeregelten Versuchs steigen die lokalen gesamten Dehnungsschwingweiten während des weiteren Versuchsverlaufs an. Konkret steigt die maximale Dehnungsamplitude von 0,42 % im Zyklus 10 auf 0,46 % im Zyklus 100 weiter auf 0,60 im Zyklus 1000 bei einer gesamten Anrisswechselzahl der Probe 4aRJRTd05 von 2970 Zyklen. Hingegen bleibt die Dehnungsamplitude des dehnungsgeregelten Versuchs, während der Versuchsführung annähernd konstant. So entspricht die maximale Dehnungsamplitude des dehnungsgeregelten Versuchs 3aRJRTd08 sowohl im 10ten als auch 1000ten Zyklus 0,60 %. Damit liegen bei einer korrekten Gegenüberstellung der lokalen und globalen Größen bei annähernd halber Anrisswechselzahl, nicht nur die dehnungsgeregelten Versuche innerhalb des Streubandes sondern auch die kraftgeregelten und spiegeln somit den Versagenszeitpunkt sehr gut wider.

Der Versagensort der Proben ist durch eine zusätzliche Biegebeanspruchung verursacht. Anhand der lokal untersuchten homogenen Rundproben zur Charakterisierung des Grundwerkstoffs in Abschnitt 5.6.1 wird gezeigt, dass die elastische Dehnungsschwingweite und die lokale Steifigkeit eine Indiz für die lokale Spannungsverteilung darstellen. Für die nachbearbeiteten Rohrsegmentproben (nicht lösungsgeglüht) sind die lokalen elastischen Dehnungsschwingweiten  $\Delta\varepsilon_{1,\text{elast}}$  und die lokalen Steifigkeiten  $\hat{E}$  in Abbildung 7.3.21 zu sehen. Beide Größen lassen keinen direkten Bezug zur gesamten Dehnungsschwingweite  $\Delta\varepsilon_{1,\text{ges}}$  zu, vergleiche Abbildung 7.3.18.



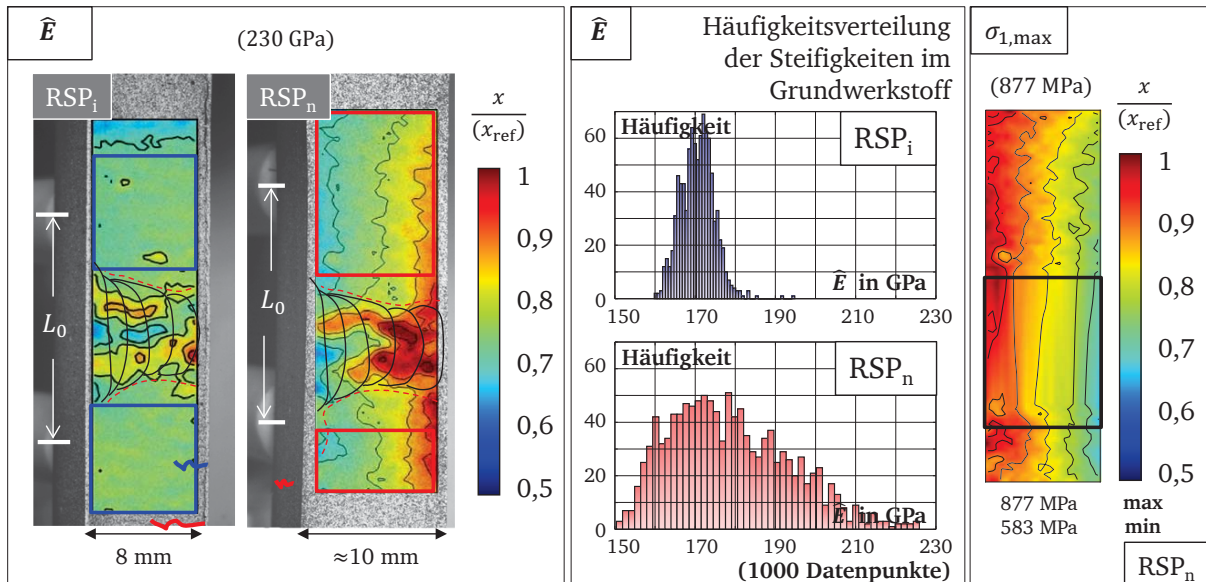
**Abbildung 7.3.21** Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile und der lokalen Steifigkeiten der Rohrsegmentprobe mit nachbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10.

Die elastischen Dehnungsschwingweiten und die lokalen Steifigkeiten verlaufen qualitativ gleich und zeigen innerhalb der Schweißnaht die gleiche Ausprägung wie die Proben mit idealisiertem Querschnitt. So werden direkt am Rand des Schweißgutes wieder hohe Steifigkeiten oder niedrige elastische Dehnungsschwingweiten gemessen. Mittig im Schweißgut und ausgehend von der Decklagenseite zeigt sich wiederum ein Bereich mit sehr niedrigen Steifigkeiten oder hohen elastischen Dehnungsschwingweiten. Die Verläufe sind jedoch aufgrund des uneinheitlichen Querschnitts und aufgrund der zusätzlichen Biegebeanspruchung verzerrt.

Sind die Verläufe der nachbearbeiteten und idealisierten Proben entlang der Schweißnaht noch vergleichbar zeigt sich im Bereich des Grundwerkstoffs ein deutlicher Unterschied. Die Verläufe der idealisierten Proben sind im Grundwerkstoff annähernd homogen, wohingegen bei den nachbearbeiteten Proben ein einheitlich gradueller Verlauf vom linken Rand zum rechten Rand der

Probe gemessen wird. Dieser graduelle Verlauf entsteht durch die zusätzliche Biegebeanspruchung, die anhand dieser Verläufe im Grundwerkstoff quantifiziert werden soll.

Der homogene Steifigkeitsverlauf der geschweißten Proben mit idealisierten Querschnitt (Abbildung 7.3.22 links) weist auf eine Prüfung ohne zusätzlicher Biegebeanspruchung hin, was an dieser Stelle erwünscht ist und die Anwendung einer einheitlichen Nennspannung innerhalb des Konzepts bestätigt. Eine Prüfung ohne zusätzliche Biegebeanspruchung wird durch unterschiedliche Anrissorte ohne Präferenz entlang der idealisierten Proben bestätigt. Die Verteilung der Steifigkeit der dargestellten idealisierten Probe in Abbildung 7.3.22 links zeigt am oberen Rand einen Abfall, der aus einem Radiusübergang entlang der Probengeometrie resultiert und im Abschnitt 7.3.1 bereits thematisiert ist. Im direkten Vergleich zur idealisierten Probe zeigt die nachbearbeitete Rohrsegmentprobe im Grundwerkstoff deutlich Gradienten im Steifigkeitsverlauf, siehe Abbildung 7.3.22 links.

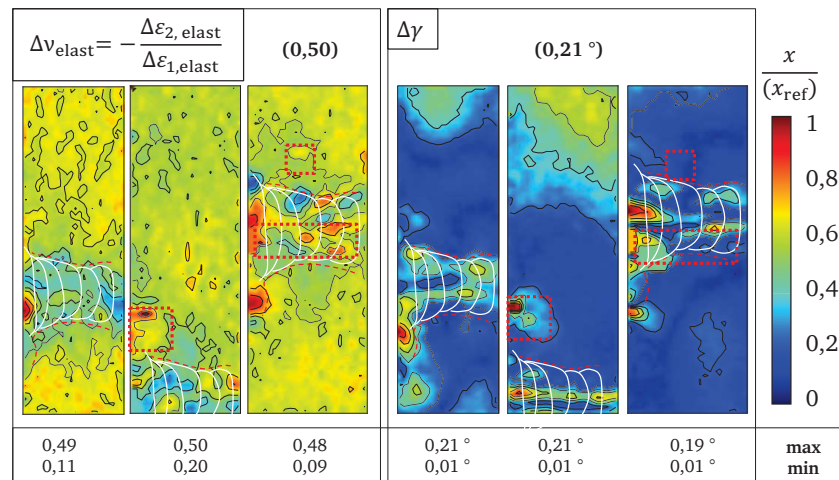


**Abbildung 7.3.22** Vergleich zwischen den lokal ermittelten Steifigkeiten einer idealisierten und einer nachbearbeiteten Probe (links), Gegenüberstellung der Steifigkeitsverteilung im Grundwerkstoff beider Proben (mitte) und abgeleitete Spannungsverteilung entlang der nachbearbeiteten Probe (rechts).

Die charakteristischen Gradienten der lokalen Steifigkeiten innerhalb der nachbearbeiteten Probe machen sich auch in der Häufigkeitsverteilung der Steifigkeiten beider Probentypen bemerkbar, siehe Abbildung 7.3.22 mitte. Basis für die Häufigkeitsverteilung sind jeweils 1000 Datenpunkte aus der optischen Dehnungsmessung, an denen die Steifigkeit ermittelt wird. Die Häufigkeitsverteilung der idealisierten Probe ( $RSP_i$ ) ist deutlich konzentrierter, das heißt die Streuung der Werte ist deutlich geringer. Die idealisierte Probe zeigt eine Verteilung der lokalen Steifigkeit, die um einen Mittelwert von 172 GPa mit  $\pm 10$  GPa streut. Dagegen weist die nachbearbeitete Probe eine Mittelwert von 175 GPa und streut mit  $+50$  GPa und  $-25$  GPa um ein vielfaches stärker. Die berechneten Mittelwerte für die Steifigkeit im Grundwerkstoff sind plausibel und decken sich mit den Ergebnissen der globalen Grundwerkstoffproben aus Abschnitt 5.5.2. Hingegen ist die sehr breite Häufigkeitsverteilung der Steifigkeiten der nachbearbeiteten Probe unrealistisch, wenn von einer homogenen Verteilung ausgegangen wird.

Gemäß dem ersten Gedankenexperiment in Abschnitt 6.2.2 lässt sich die Spannung in einem homogenen Werkstoff durch eine Korrektur der Steifigkeit an den wahren Elastizitätsmodul ermitteln. Die geschweißten Proben mit idealisiertem Querschnitt zeigen eine homogene Steifigkeitsverteilung im Grundwerkstoff, so dass für die nachbearbeiteten Proben ebenfalls von einer annähernd homogenen Steifigkeit im Grundwerkstoff ausgegangen wird, jedoch die Verteilung einen deutlichen Gradienten im Grundwerkstoff aufweist. Die Verteilungen der gesamten Dehnungsschwingweiten sind für die idealisierten und nachbearbeiteten Probentypen noch sehr ähnlich (Abbildung 7.3.5 und 7.3.18), da der Einfluss der metallurgischen Inhomogenität der Schweißnaht bei der vorgegebenen Wechselbeanspruchung auf die Dehnungen dominiert. Jedoch ist der Gradient im Grundwerkstoff nicht nur innerhalb der lokalen Steifigkeitsverteilung erkennbar sondern auch innerhalb der Verteilung der elastischen Dehnungsschwingweiten, siehe Abbildung 7.3.21. Der Gradient der lokalen Steifigkeitsverteilung und elastischen Dehnungsschwingweite entsteht aufgrund der zusätzlichen Biegebeanspruchung. Auf Basis der lokalen Steifigkeitsverteilung soll die Biegebeanspruchung abgeschätzt werden. Die Spannungsverteilung ergibt sich basierend auf dem genannten Gedankenexperiment durch die Korrektur der Steifigkeiten auf einen festen Vorgabewert, siehe Abbildung 7.3.22 rechts. Der Vorgabewert ergibt sich in diesem Fall aus der Häufigkeitsverteilung entlang der idealisierten Probe zu 172 GPa. Das Ergebnis zeigt einen typischen graduellen Biegeverlauf mit der höchsten Beanspruchung links auf der überarbeiteten Decklagenseite der Rohrsegmentprobe, siehe Abbildung 7.3.22 rechts. Dies deckt sich mit den Versagensorten dieser Probentypen. Da der interpolierte Bereich des Schweißgutes sehr groß ist und zusätzliche Einflüsse ausgehend vom Schweißgut ignoriert werden, ist dies natürlich nur eine abstrahierte Darstellung des Problems. Eine weitere Möglichkeit ist die Nachrechnung der Probe mittels Finiten-Elemente-Methode mit den angenäherten Werkstoffkennwerten aus der lokalen Dehnungsmessung der idealisierten Proben. Neben den lokalen Werkstoffkennwerten wird vor allem die genaue Geometrie der Probe benötigt.

Um zu zeigen, dass die Gradienten in der Verteilung der lokalen Steifigkeiten und der elastischen Dehnungsschwingweiten im Grundwerkstoff der nachbearbeiteten Proben nicht einen werkstoffmechanischen Steifigkeitsunterschied, wie bei der Schweißnaht darstellen, wird die elastische Querkontraktionszahl berechnet, Abbildung 7.3.23 links. Bei der elastischen Querkontraktion wird der ermittelte elastische Dehnungsanteil der zweiten Hauptdehnung  $\varepsilon_{2,\text{elast}}$  durch den elastischen Dehnungsanteil der ersten Hauptdehnung geteilt  $\varepsilon_{1,\text{elast}}$ . Bei allen drei Proben zeigt sich im gesamten Grundwerkstoff eine annähernd homogene Verteilung der elastischen Querkontraktion mit einem Mittelwert von 0,3. Dies entspricht der theoretischen Querkontraktionszahl im linear elastischen Bereich und deckt sich mit den Messungen an den reinen Grundwerkstoffproben in Abschnitt 7.2. Somit zeigt sich trotz der deutlichen Gradienten im Steifigkeitsverlauf eine annähernd homogene Verteilung der elastischen Querkontraktionszahl im Bereich des Grundwerkstoffs und deckt sich mit den bisherigen Erkenntnissen.



**Abbildung 7.3.23** Normierte Konturplots der elastischen Querkontraktionszahl und der Dehnungsschwingweite des Verzerrungswinkels der Rohrsegmentprobe mit nachbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10.

Im Bereich des Schweißgutes sinken hingegen die elastischen Querkontraktionszahlen deutlich, da dort vor allem die zweite Hauptdehnung ( $\varepsilon_2 \approx 0$ ) behindert wird. Vereinzelt bilden sich im Bereich des Schweißgutes ausgehend von der Decklagenseite der Schweißnaht für alle drei Proben ausgeprägte Bereiche mit hohen Werten für die elastische Querkontraktionszahl, vorzugsweise in der Mitte der Schweißnaht. Bereits bei den idealisierten Proben werden vergleichbare Beziehungen zu den Querdehnungen vorgestellt und die Beziehung zwischen lokaler Steifigkeit und Querkontraktion erläutert.

Eine weitere Gemeinsamkeit zwischen den idealisierten und nachbearbeiteten Proben zeigt sich bei den Verläufen des lokalen Verzerrungswinkels. Innerhalb des Schweißgutes bilden sich für alle drei nachbearbeiteten Proben drei schmale Bereiche mit hohen Verzerrungswinkeln aus, siehe Abbildung 7.3.23 rechts. Somit ist der Verzerrungswinkel, der sich entlang einer Probe aufgrund lokaler Steifigkeitsunterschiede einstellt unabhängig von der zusätzlichen Biegebeanspruchung. Neben dem Schweißgut und den drei Bereichen zeigt auch der Bereich der geschweißten Decklage besonders hohe Verzerrungswinkel auf, so dass auch dort, wie erwartet, auf eine Veränderung der Steifigkeit geschlossen werden kann.

Abschließend lassen sich die Ergebnisse an den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben wie folgt zusammenfassen:

- die Überarbeitung der Schweißnaht durch das händische Überschleifen der Schweißnahtüberhöhungen führt zu lokalen Querschnittsänderungen der Probe mit dem kleinsten Querschnitt im Schweißnahtbereich,
- bei der Dehnwechselbeanspruchung führt die nachbearbeitete Geometrie der Schweißnaht daher zu einer zusätzlichen Biegebeanspruchung entlang der Probe, was durch die Verläufe der elastischen Dehnungsschwingweite und der lokalen Steifigkeit im Grundwerkstoff verdeutlicht werden kann,
- die Biegespannung ist somit durch die Geometrie der Probe und nicht durch die metallurgische Inhomogenität der Schweißnaht bestimmt, da keine Biegespannungen bei den idealisierten Proben identifiziert werden konnten,

- abgesehen von der zusätzlichen Biegebeanspruchung (die keine einheitliche Nennspannung mehr zulässt) sind Kennwerte wie die Querkontraktion und Winkelverzerrung vergleichbar zu den geschweißten idealisierten Proben,
- trotz zusätzlicher Biegebeanspruchung lässt sich die Lebensdauer anhand der maximalen lokalen Dehnungsschwingweiten sehr gut bewerten und
- nur im Fall der lösungsgeglühten Proben ist der geringste Querschnitt auch der Versagensort was darauf deutet, dass die inhomogene Fließspannung bei den nicht-lösungsgeglühten Proben maßgeblich für eine Verschiebung des Versagensortes verantwortlich ist.

### 7.3.3. Ergebnisse an unbearbeiteten Rohrsegmentproben

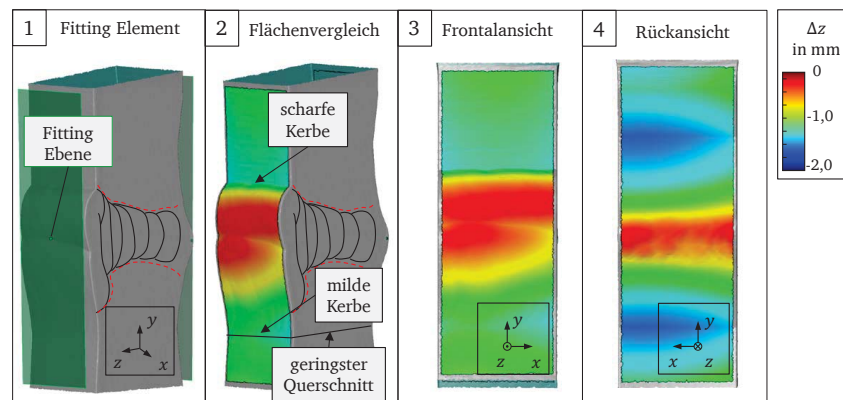
Als abschließenden Vergleich werden noch lokale Untersuchungen an unbearbeiteten Rohrsegmentproben vorgestellt, um die metallurgischen Inhomogenitäten in Verbindung mit den schweißtypischen geometrischen Einflussfaktoren beurteilen zu können. Die Parameter der lokalen Untersuchungen sind in Tabelle 9 zusammengestellt und entsprechen den Parametern der vorherigen Untersuchungen an idealisierten und nachbearbeiteten Proben, um die Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu ermöglichen.

**Tabelle 9** Aufteilung und Auflösung der selektierten Auswertebereiche im Prüfbereich der unbearbeiteten Proben.

Bezeichnung	Facetten- größe in Pixel	Punkt- abstand in Pixel	Abmessung Auswertebereich in mm/mm	Anzahl Facetten	Auflösung (gerundet) in Pixeln/mm <sup>2</sup>
2aRJRTd10	19 × 19	16	8,2 / 24,1	10968	14200
2aRJRTd12	19 × 19	16	7,6 / 24,5	10166	14000
2aRJRTd08	19 × 19	16	8,9 / 23,7	11551	14000
2aRJRTd07	19 × 19	16	8,7 / 22,5	10722	14200

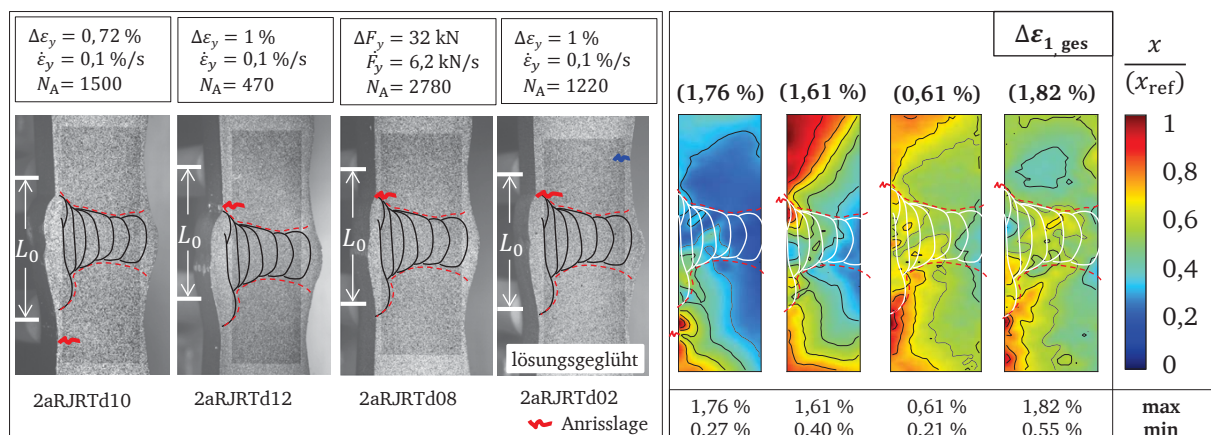
Die unbearbeiteten Schweißnähte zeichnen sich durch deutliche Querschnittsänderungen entlang der gesamten Schweißverbindung aus. Veranschaulichen soll das wieder ein Flächenvergleich in Abbildung 7.3.24, der in gleicher Weise erstellt wird, wie bei den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben in Abschnitt 7.3.2. Neben den deutlichen Überhöhungen durch die Decklage in der Frontalansicht und der Wurzellage in der Rückansicht der Schweißverbindungen, die bis zu 2 mm betragen können, kommen noch unterschiedliche Kerbegeometrien hinzu, die bedingt durch die Querschnittsänderung entstehen. Entlang der Decklagenseite der Schweißnaht ist die Kerbe mit dem schärfsten Kerbradius zu finden. Daneben sind noch weitere milde Kerben auf der Deck- wie auch Wurzellage (Rückseite) auszumachen. Weiterhin ist mit einem Verzug der Probe durch den Schweißprozess zu rechnen, der während einer Prüfung zu einer zusätzlichen Biegebeanspruchung führen wird. Der geringste Querschnitt der untersuchten Proben fällt mit einer milden Kerbe zusammen, sodass der Ort des geringsten Querschnitts und der Ort der schärfsten Kerbe konkurrierende Versagensorte darstellen, siehe Abbildung 7.3.25 links.





**Abbildung 7.3.24** 3D-Oberflächenscan der Prüfzone einer unbearbeiteten Rohrsegmentprobe mit Fitting-Ebenen im Decklagen- und Wurzelbereich der Schweißverbindung [1], abgeleiteter Flächenvergleich [2] und Ansichten der Flächenvergleiche beider nachbearbeiteten Flächen [3] und [4].

Neben drei unbearbeiteten Rohrsegmentproben, die im unbehandelten Zustand geprüft werden, wird auch in diesem Fall eine lösungsgeglühte Probe untersucht, siehe Tabelle 6. Die Prüfparameter der lokal untersuchten Proben und die jeweiligen Versagensort sind zudem in Abbildung 7.3.25 links zusammengestellt. Die gesamte Dehnungsschwingweite der ersten Hauptdehnung ( $\Delta\varepsilon_{1, \text{ges}}$ ) im zehnten Zyklus ist für alle Proben in Abbildung 7.3.25 rechts dargestellt. Für die beiden Proben 2aRKRTd10 und 2aRKRTd12 erfolgt der Anriss im Bereich der maximalen Dehnungsschwingweite. Für die beiden anderen Proben 2aRKRTd08 und 2aRKRTd02 deckt sich nicht der Anrissort mit Ort der höchsten Dehnungsbeanspruchung im zehnten Zyklus. Die erste Hauptdehnung unterscheidet sich qualitativ und quantitativ kaum von der berechneten Vergleichsdehnung (nicht dargestellt), sodass weiterhin die erste Hauptdehnung beschrieben wird. Weiterhin zeigt sich für die lösungsgeglühte Probe kaum ein Unterschied in der lokalen Dehnungsverteilung im Vergleich zu den anderen drei Proben. Die Geometrie der Probe hat somit vermutlich den deutlich größeren Einfluss auf die lokale Hauptdehnungsverteilung im Vergleich zu der metallurgischen Inhomogenität.

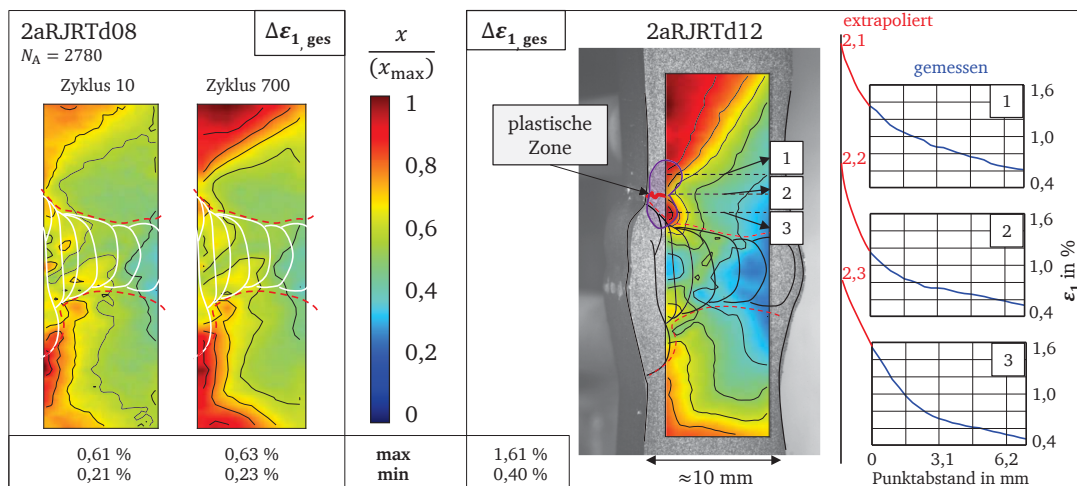


**Abbildung 7.3.25** Darstellung aller lokal untersuchten Rohrsegmentproben mit unbearbeiteten Schweißnähten und Darstellung ihrer gesamten Dehnungsschwingweite der erste Hauptdehnung bei Zyklus 10.



Eine Ursache, warum der Ort der höchsten Dehnungsbeanspruchung nicht mit dem Ort des Anrisses übereinstimmt, ist der frühe Zeitpunkt der Dehnungsbetrachtung. Bereits bei den homogenen Rundproben in Abschnitt 7.2 wird gezeigt, dass mit zunehmender Zyklenzahl sich der Ort der maximalen Dehnungen verändern kann. Bei den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben in Abschnitt 7.3.2 zeigt sich, dass die lokalen Dehnungswerte bei der kraftgeregelten Versuchsdurchführung deutlich ansteigen als bei der dehnungsgeregelten Versuchsdurchführung. Die lokale gesamte Dehnungsschwingweite der unbearbeiteten Proben zeigen ebenfalls Veränderungen mit steigender Zyklenzahl. Am Beispiel der Probe 2aRKRTd08 in Abbildung 7.3.26 links wird beim direkten Vergleich der lokalen Dehnungsschwingweiten in den Zyklen 10 und 700 einerseits der Anstieg der Dehnungswerte durch die Absolutwerte (Maximum und Minimum) deutlich und andererseits ergeben sich lokale Unterschiede in der Ausprägung des Dehnungsanstiegs. So bilden sich im oberen Bereich der Probe ein weiterer Dehnungs-Hotspot aus, der vergleichbar zum lokalen Dehnungsmaximum aus Zyklus 10 ist.

Ein wesentlicher Aspekt für eine Bewertung der Lebensdauer der unbearbeiteten Rohrsegmentproben anhand der lokal auftretenden Dehnungen ist die örtliche Ausprägung der Dehnungen. Im Abschnitt 6 wird beim Gedankenexperiment zur geometrischen Kerbe die sogenannte plastische Zone eingeführt, die entlang von scharfen Kerben entsteht und lokal stark begrenzt zu hohen plastischen Dehnungen führt. Eine genaue Betrachtung der Abbildung 7.3.25 rechts zeigt, dass die Anrissorte nicht unmittelbar in einem Dehnungs-Hotspots liegen, sondern in der Regel zwischen zwei Hotspots. Zur Verdeutlichung ist schematisch eine plastische Zone in Abbildung 7.3.26 rechts eingezeichnet. Die lokale Ausprägung der plastischen Zone führt in diesem Bereich zu einem extremen Dehnungsanstieg, der sich in deutlichen Gradienten bemerkbar machen. Diese Gradienten lassen sich anschaulich durch Linienplot vom linken zu rechten Rand der Probe verdeutlichen.

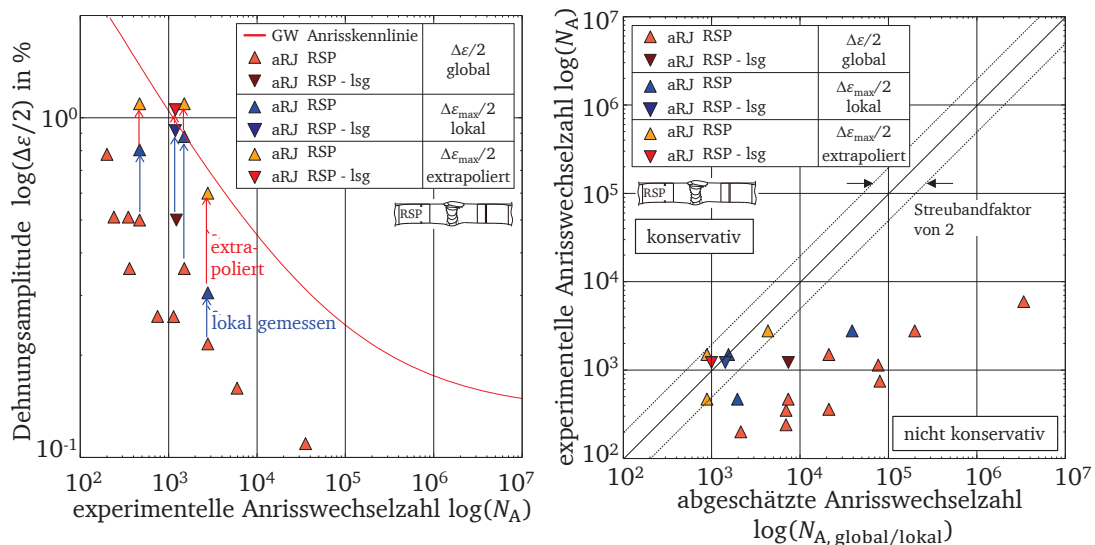


**Abbildung 7.3.26** Vergleich zwischen den lokal ermittelten Dehnungsschwingweiten in den Zyklen 10 und 700 (links) und Darstellung der plastischen Zone entlang der scharfen Kerbe einer Schweißverbindung sowie Ableitung und Extrapolieren von Dehnungsgradienten bis zum Rand der Probe (rechts).

Die sehr hohen Dehnungen entlang der plastischen Zone führen jedoch dazu, dass die Oberflächenpräparation für die optische Dehnungsmessung am Rand der Probe schnell versagt, so dass ein Messbereich gewählt wird, der den unmittelbaren Rand der Probe ausspart. Eine Messung,

die nicht bis zum Rand der Probe reicht, hat den wesentlichen Nachteil, dass die Dehnungen im Messbereich deutlich geringer ausfallen als die vermuteten Dehnungen am Rand der Probe. Verdeutlicht wird das, indem die gemessenen Liniendehnungen im Bereich der plastischen Zone der Probe 2aRKRTd12 betrachtet werden, siehe Abbildung 7.3.26 rechts in blau dargestellt. Eine einfache Extrapolation, bei der die bestehenden Werte durch ein kubische Polynomfunktion abgebildet und an den Probenrand erweitert werden – in rot dargestellt – führt zu einer deutlichen Zunahme der lokalen Dehnungen und sollte für die lokale Bewertung der Lebensdauer berücksichtigt werden.

Zur Bewertung der Lebensdauer der unbearbeiteten Rohrsegmentproben werden die unterschiedlich ermittelten Dehnungsamplituden (halben Dehnungsschwingweiten) – global, lokal und extrapoliert über die erreichten Anrisswechselzahlen aufgetragen und miteinander verglichen, siehe Abbildung 7.3.27 links. Neben den vier lokal untersuchten Proben sind weiterhin alle Versuchsergebnisse an den unbearbeiteten Rohrsegmentproben in dieser Abbildung aufgetragen. Dadurch soll verdeutlicht werden, dass die Reduktion der Lebensdauer der geschweißten unbearbeiteten Rohrsegmentproben für die untersuchten Lasthorizonte konstant ist. Der Hauptanteil der Proben versagt bei der Prüfung entlang der scharfen Kerbe und einige wenige im Bereich des kleinsten Querschnittes. Wird die lokal gemessene maximale Dehnungsschwingweite (blaue Symbole) mit der globalen Dehnungsschwingweite (rote Symbole) aus dem Versuch gegenübergestellt, zeigt sich bereits, dass die lokalen Werte näher an der Anrisskennlinie des bekannten Grundwerkstoffs liegen als die globalen Werte. Wird für jede lokal untersuchte Rohrsegmentproben eine Extrapolation der Dehnungen bis zum Rand der Probe durchgeführt, analog zu Abbildung 7.3.26 rechts und nicht der zehnte Zyklus, sondern ein fortgeschrittener Zyklus  $N \approx 0,5 \cdot N_A$  dafür gewählt, ergibt sich eine Abschätzung der lokalen auftretenden Dehnungen, die sehr gut zur Anrisswechselkurve des Grundwerkstoffs passen (orange Symbole).

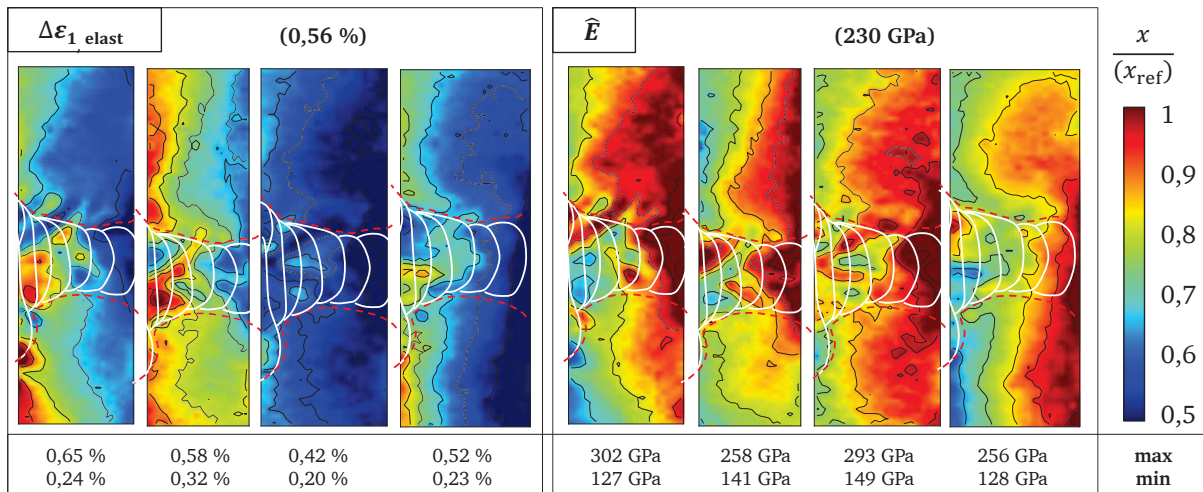


**Abbildung 7.3.27** Vergleich zwischen globaler, lokaler und extrapoliert Dehnungsamplitude und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose für alle lokal untersuchten Proben mit unbearbeitetem Querschnitt.

Die Gegenüberstellung der experimentellen Lebensdauer der unbearbeiteten Rohrsegmentproben mit der lokal extrapolierten Lebensdauer (Abbildung 7.3.27 rechts) führt mit Hilfe der

Extrapolation zu einer sehr guten Übereinstimmung – Streubandfaktor 2 für orange Symbole. Ob das Ergebnis auf niedrigere Lastniveaus übertragbar ist, sollte sowohl bei den unbearbeiteten wie auch schon bei den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben noch untersucht werden. Nichtsdestotrotz führt die Bewertung der Lebensdauer anhand der lokalen Dehnungsschwingweite für alle geschweißten Probentypen zu einem guten Ergebnis, wobei als Bewertungsgrundlage ausschließlich die Anrisskennlinie des Grundwerkstoffs dient.

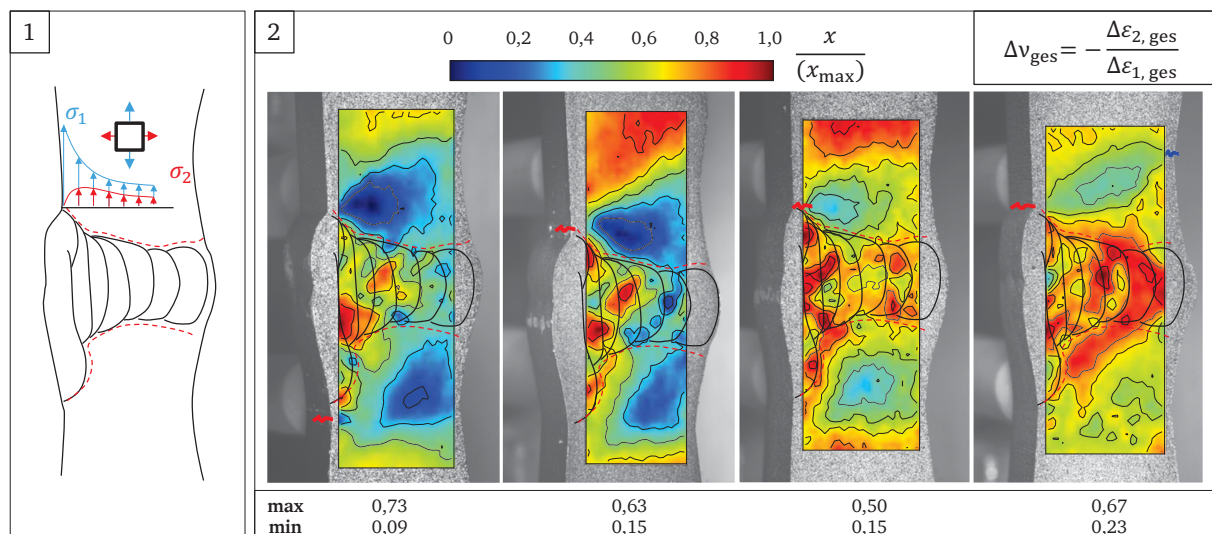
Wie bei den vorherigen Probentypen auch werden für die unbearbeiteten Proben die elastische Dehnungsanteile ( $\Delta\varepsilon_{1,\text{elast}}$ ) und die lokalen Steifigkeiten ( $\hat{E}$ ) ermittelt und bewertet. Dazu werden die beiden Größen auf einen einheitlichen Wert normiert, um besser untereinander vergleichen zu können. Die elastische Dehnungsschwingweite fällt für alle unbearbeiteten Proben unterschiedlich aus. Wie bei den nachbearbeiteten Proben, zeigen die unbearbeiteten Proben im Bereich des Grundwerkstoffs einen annähernd gleichmäßigen Gradienten vom linken Rand der Probe hin zum rechten Rand der Probe. Dies deutet wie bei den nachbearbeiteten Rohrsegmentproben auf eine zusätzliche Biegebeanspruchung der Probe hin. Gegen der Erwartung sind die lokalen Werkstoffcharakteristiken, die bei den anderen Probentypen eindeutig festgestellt werden konnten, bei diesen Probentyp nur schwer ersichtlich. Zum Beispiel werden auch bei diesem Probentyp am Rand der Schweißnaht vermehrt niedrige elastische Dehnungsschwingweiten gemessen, die in der Mitte der Schweißnaht durch einen Bereich mit höheren Dehnungsschwingweiten abgelöst wird. Bei diesem Probentyp kommen viele Einflussgrößen – zum Beispiel Werkstoffinhomogenitäten, Querschnittsänderungen, Biegung und Kerben – zusammen, deren Interaktionen sich nicht mehr ohne weiteres trennen lassen. Neben der bereits beschriebenen zusätzlichen Biegebeanspruchung, sind entlang der unbearbeiteten Proben deutliche Querschnittsänderungen auszumachen, die durch unterschiedliche geometrische Kerben ineinander übergehen. Die geometrischen Kerben führen zu lokalen Spannungsüberhöhungen, die vermutlich zu Eigenspannungen in diesem Bereich führen, siehe dazu Abschnitt 6. Die Eigenspannungen verursachen, dass der lokale elastische und plastische Dehnungsanteil nicht mehr klar anhand des globalen Kraftsignals getrennt werden kann und somit zu Fehleinschätzungen der lokalen Dehnungsanteile kommt. Daher wird auf eine weitere Analyse der elastischen Dehnungsschwingweite verzichtet.



**Abbildung 7.3.28** Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile und der lokalen Steifigkeiten der Rohrsegmentprobe mit unbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10.

Die lokalen Steifigkeiten der unbearbeiteten Rohrsegmentproben fallen im Vergleich zu den anderen Probentypen – idealisiert und nachbearbeitet – insgesamt deutlich höher aus, siehe Abbildung 7.3.28 rechts. Beim Gedankenexperiment zur geometrischen Kerbe in Abschnitt 6 wird bereits der Einfluss der Mehrachsigkeit auf die lokale Steifigkeit beschrieben. Eine lokale Mehrachsigkeit, die durch Dehnungsbehinderungen (zum Beispiel durch Kerben) hervorgerufen wird, erhöht die lokal gemessene Steifigkeit. Somit ist das allgemein höhere Niveau der lokalen Steifigkeiten im Vergleich zu den primär einachsig beanspruchten Probentypen erklärbar. Im Gegensatz zu den elastischen Dehnungsschwingweiten fallen die lokalen Steifigkeiten für alle unbearbeiteten Rohrsegmentproben sehr ähnlich aus.

Ein schematischer Spannungsverlauf aufgrund einer geometrischen Kerbe, zum Beispiel am Radius der scharfen Schweißnahtkerbe, ist in Abbildung 7.3.29 [1] dargestellt. An der Oberfläche der Probe herrscht ein ebener Spannungszustand, so dass die dritte Hauptspannung Null ist. Aufgrund der geometrischen Kerbe entsteht ein mehrachsiger Spannungszustand, der die lokalen Dehnungskomponenten ( $\varepsilon_1$  und  $\varepsilon_2$ ) beeinflusst. Der Gradient der Axialspannung ( $\sigma_1$ ) – Abfall an der Spannungsspitze – ist abhängig von der vorliegenden Kerbschärfe. Neben den lokalen Schweißnahtkerben zeigen die unbearbeiteten Proben deutliche Verzugerscheinungen aufgrund der Schweißnaht. Der Verzug der Probe führt bei der gegebenen Prüfanordnung (keine Knickstütze) zu überlagerten Biegebeanspruchung. Eine Selektion der einzelnen Effekte anhand der DIC war in dieser Arbeit nicht möglich. In dieser Arbeit ergibt sich die gesamte Querkontraktionszahl aus den gemessenen Schwingweiten der lokalen Dehnungskomponenten in die erste und zweite Hauptrichtung, Abbildung 7.3.29 für alle unbearbeiteten Proben. Die Dehnungskomponente in die dritte Hauptrichtung kann mit dem verwendeten optischen Messsystem nicht gemessen werden und wird für die Berechnung der hier vorgestellt gesamte Querkontraktionszahl vernachlässigt. Der Vollständigkeit halber sei erwähnt, dass die korrekte Bestimmung der lokalen Querkontraktionszahlen über die Herleitung des lokalen Spannungen ( $\sigma_1$  und  $\sigma_2$ ) führen würde, die in dieser Arbeit jedoch nicht möglich war.



**Abbildung 7.3.29** Wiederholte Darstellung des schematischen Kerbeinflusses [1] und normierte Konturplots der gesamten Querkontraktionszahl der Rohrsegmentproben mit unbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10 [2].

Die hier vorgestellte Verteilung der gesamten Querkontraktionszahl fällt qualitativ für alle untersuchten Proben annähernd gleich aus. Im Bereich hinter der Kerbe ist die gesamte Querkontraktionszahl annähernd Null, was maßgeblich an der zweiten Hauptdehnung  $\varepsilon_2$  (Querdehnung) liegt, die in diesem Bereich ebenfalls annähernd Null ist. Hinter der Kerbe kommt es somit zu einer Dehnungsbehinderung, die wiederum den mehrachsigen Spannungszustand verursacht.

Tritt bei den anderen Probentypen – idealisiert und nachbearbeitet – die Dehnungsbehinderung entlang der Schweißnaht auf, ist bei diesem Probentyp die größte Dehnungsbehinderung ausgehend von der geometrischen Kerbe zu finden. Der geometrische Kerbeinfluss und die überlagerte Biegebeanspruchung dominieren somit den Einfluss der metallurgischen Schweißnaht und damit auch die lokale Verteilung der elastischen Dehnungsschwingweite und der Steifigkeit. Hierbei besteht bei den untersuchten unbearbeiteten Proben nur noch der Unterschied, welche Kerbe – scharfe oder milde Kerbe – stärker durch die zusätzliche Biegebeanspruchung beeinflusst wird. Die zusätzliche Biegebeanspruchung verstärkt oder mindert den lokalen Kerbeffekt und führt dazu, dass auch die milde Kerben zum Versagensort der Probe avancieren und somit konkurrierende Anrissorte existieren. Im Bereich der Schweißnaht werden bei den unbearbeiteten Rohrsegmentproben ähnlich hohe Werte für die Querkontraktionszahl ermittelt, wie außerhalb im Grundwerkstoff, wo die Kerbwirkung keinen Einfluss mehr zeigt. Dies zeigt, dass die metallurgische Kerbe nur noch kaum bis gar keinen Einfluss mehr auf den mehrachsigen Spannungszustand entlang der Schweißnaht hat.

Neben den Verläufen der Querkontraktion sind auch die Verläufe der lokalen Verzerrungen durch die geometrischen Kerben stark beeinflusst. Im Gegensatz zu den überwiegend einachsig beanspruchten Proben – idealisiert und nachbearbeitet – zeigt sich somit keine direkte Beziehung zwischen der lokal gemessenen Verzerrung und der metallurgischen Schweißnaht, so dass auf eine vergleichende Abbildung an dieser Stelle verzichtet wird. Die lokalen Verzerrungen sind am Ort der höchst beanspruchten Kerbe am höchsten.

Abschließend lassen sich die Ergebnisse an den unbearbeiteten Rohrsegmentproben wie folgt zusammenfassen:

- die geometrischen Kerben der unbearbeiteten Schweißnähte verursachen einen mehrachsigen Spannungszustand am jeweiligen Ort der Kerbe, der durch die optischen Messmethode anhand der vereinfachten abgeleiteten Querkontraktionszahl ersichtlich wird,
- die geometrische Kerbe beeinflusst hauptsächlich den mehrachsigen Spannungszustand (Kerbwirkung) und sorgt daher zu deutlich reduzierten Lebensdauern der unbearbeiteten Proben im Vergleich zu den anderen Probentypen und
- die Bewertung der Lebensdauer dieser Proben anhand der lokal gemessenen gesamten Dehnungsschwingweiten führt zu guten Ergebnissen, wobei in dieser Arbeit unter anderem Methoden zur Extrapolation angewendet werden müssen, um zum Ort der höchsten Dehnung zu gelangen.



## 8. Zusammenfassung und Ausblick

### 8.1. Zusammenfassung

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit ist es, die Auswirkung lokaler geometrischer und metallurgischer Einflussgrößen innerhalb einer Schweißverbindung auf die Lebensdauer geschweißter bauteilnaher Proben zu charakterisieren. Der Einfluss der inhomogenen Werkstoffeigenschaften äußert sich in einem frühzeitigen Versagen der untersuchten geschweißten Proben. In der Regel kommt es bei einer ausreichend hohen Beanspruchung dieser Proben zum Versagen außerhalb der Schweißnaht – bei Proben ohne geometrischen Imperfektionen. Ursache hierfür ist, dass der eingesetzte Schweißzusatzwerkstoff eine höhere Festigkeit besitzt als der Grundwerkstoff. Wird die Schweißnaht metallografisch im Querschliff betrachtet, sind die drei charakteristischen Bereiche Grundwerkstoff, Schweißgut und Wärmeeinflusszone zu erkennen. Das Schweißgut besteht bei der untersuchten Schweißnaht aus einem mehrlagig geschweißten Schweißzusatzwerkstoff. Die Wärmeeinflusszone ergibt sich als schmale Zone zwischen dem Schweißgut und dem Grundwerkstoff. Durch mehrere Härtemessungen lässt sich die Schweißnaht hinsichtlich der Homogenität ihrer Werkstoffeigenschaften untersuchen. Dabei stellt sich im vorliegenden Fall heraus, dass die Härteverteilung im Querschliff der Schweißnaht nicht mit den charakteristischen Werkstoffbereichen übereinstimmt, sondern einen eigenen markanten Verlauf aufweist. Dadurch ergibt sich die allgemeine Fragestellung, inwieweit sich die bekannten Festigkeitskennwerte des Grundwerkstoffs und des Schweißzusatzwerkstoffs innerhalb der fertigen Schweißnaht wiederfinden lassen. Zudem wird bei niedrigen Beanspruchungen im HCF-Bereich ein Probenversagen auch innerhalb der Schweißnaht festgestellt. Da das Probenversagen abhängig von der Beanspruchungshöhe innerhalb und außerhalb der Schweißnaht stattfindet, kommt weiterhin die Frage auf, welche Werkstoffeigenschaften in welchem Ausmaß maßgeblich für das Versagen und damit auch für den Versagensort verantwortlich sind.

Zur Beantwortung der Fragen wird ein neues Konzept erstellt, mit dem die lokalen Werkstoffeigenschaften anhand lokaler Dehnungsfeldgrößen abgeschätzt werden. Aus der Literaturrecherche ergibt sich als notwendige Voraussetzung für eine praktikable und anwenderfreundliche Umsetzung, Proben mit einem einheitlichen Prüfquerschnitt zu untersuchen, um der Annahme einer einheitlichen Spannung über den gesamten Prüfquerschnitt gerecht zu werden. Anschließend werden für mehrere Proben bei unterschiedlicher Beanspruchungsart und -höhe die gleichen lokalen Werkstoffeigenschaften identifiziert. Dabei zeigen sich deutlich zwei unterschiedliche Charakteristiken innerhalb der lokalen Werkstoffeigenschaften, die jeweils von unterschiedlichen Prozessen gesteuert sind.

Die erste Charakteristik, die Verteilung der lokalen Steifigkeit ist bedingt durch lokale Dehnungsbehinderungen und den damit verbundenen Mehrachsigkeiten die sich entlang der Schweißnaht ausbilden. Innerhalb der Schweißnaht spiegeln sich somit unterschiedliche Bereiche wider. Die Randbereiche der Schweißnaht bis hin zur Wärmeeinflusszone weisen sehr hohe Steifigkeiten auf (Einfluss Mehrachsigkeit), wohingegen ein schmaler Bereich innerhalb der Schweißnaht nur sehr geringe Steifigkeiten besitzt, die mit der allgemeinen Steifigkeit des eingesetzten Schweißzusatzwerkstoffs übereinstimmt. Der gesamte Bereich des Grundwerkstoffs weist eine einheitliche Steifigkeit auf, wie sie auch an den homogenen Grundwerkstoffproben gemessen wird. Die einheitliche Verteilung der Steifigkeit innerhalb des Grundwerkstoffs deutet weiterhin auf keine

zusätzliche Biegebeanspruchung hin und unterstützt die Hypothese einer einheitlichen Nennspannung für alle Bereiche bei den idealisierten Proben. Als Erklärung für die Verteilung der Steifigkeit werden die extrem schnellen Prozesse beim Fügen und Erstarren vermutet, die beim Auftreffen des aufgeschmolzenen Schweißzusatzwerkstoffs auf den Grundwerkstoff stattfinden. Grundwerkstoff und Schweißgut schmelzen kurzzeitig und in einem sehr engen Bereich gemeinsam auf, gehen eine Verbindung ein und erstarren kurze Zeit darauf. Selbst beim mehrlagigen Schweißen kommt es nur zur Ausbildung einer individuellen Prozesszone bei der Verbindung mit dem anders legierten Grundwerkstoff, so dass eine Diffusion im aufgeschmolzen Zustand notwendig ist. Trifft die Vermutung zu, so werden Temperaturen unterhalb der Schmelztemperatur beider Werkstoffe an diesem Zustand nichts ändern. Eine direkte Beziehung zwischen Korngröße und auftretender Dehnungsbehinderung (überhöhter Steifigkeitsbereich) konnte nicht hergestellt werden.

Als zweite Charakteristik zeigt die Verteilung der lokalen Fließspannung eine deutliche Korrelation zur gemessenen Härteverteilung. Ausgehend von der Schweißnahtwurzel sinken die lokalen Fließspannungen und die lokalen Härtewerte graduell über alle Schweißnahtbereiche hinweg ab (halbkreisförmig). Als Ursache hierfür werden thermisch induzierte Prozesse vermutet, die beim Schweißen auftreten, jedoch bei deutlich geringeren Temperaturen ablaufen als das Aufschmelzen und Erstarren der Schweißverbindung. So führt das mehrlagige Schweißen zu einer wiederholten Wärmezufuhr im Bereich der Schweißwurzel und damit zu einer lokalen Aufhärtung und einer Erhöhung der Fließspannung. Ist die Vermutung gerechtfertigt, so lässt sich die lokale Fließspannung durch eine Wärmebehandlung unterhalb der Schmelztemperatur beeinflussen.

Die Vermutungen zur thermisch gesteuerten Ausbildung beider Charakteristiken können anhand lösungsgeglühter Proben bestätigt werden. Der Prozess des Lösungsglühens ( $1060^{\circ}\text{C}$  bei 1 h mit anschließenden Abschrecken im Wasser) reichen aus, um die lokale Härteverteilung und damit verbunden die lokalen Fließbedingungen über alle Bereiche der Schweißnaht hinweg zu homogenisieren. Hingegen bleibt die Verteilung der lokalen Steifigkeit innerhalb der lösungsgeglühten Proben unverändert bestehen, was durch die Temperaturen unterhalb des Schmelzpunktes (ca.  $1400^{\circ}\text{C}$ ) beider Werkstoffe zu erwarten ist.

Aufgrund der lokalen Werkstoffeigenschaften bilden sich, wie bereits erwähnt, Beanspruchungshotspots, die auch zu einem frühzeitigen Versagen der geschweißten Proben ohne geometrischen Imperfektionen führen. Diese Hotspots sind abhängig von der Beanspruchungshöhe. Bei hohen Beanspruchungen führen die lokalen Fließspannungen zu einer Beanspruchungskonzentration und einem Versagen außerhalb der Schweißnaht. Bei niedriger Beanspruchungshöhe hingegen ist das Versagen durch die Steifigkeitsverteilung bestimmt und führt in der Regel zu einem Versagen innerhalb der Schweißnaht. Diese Erkenntnis deckt sich mit den globalen Beobachtungen, die ausführlich in dieser Arbeit zusammengetragen sind. Anhand der globalen Messergebnisse – Nennspannung und Nenndehnung – wird eine Vorgehensweise vorgestellt, die bereits zu einer Verbesserung der Lebensdauerabschätzung geschweißter Proben im Vergleich zur konventionellen Vorgehensweise führt. Eine Bewertung der lokalen Beanspruchungsgröße, zum Beispiel der lokalen gesamten Dehnungsschwingweite, führt darüber hinaus zu einer weiteren Verbesserung der Lebensdauerabschätzung. Bei der Bewertung der Lebensdauer von Schweißnähten mit zusätzlicher geometrischer Kerbe ist eine Extrapolation zum Ort der höchsten Beanspruchung



notwendig, um gute Ergebnisse zu erzielen. Untersuchungen mit Hilfe der lokalen Querkontraktionszahlen haben gezeigt, dass die geometrische Kerbe eine dominante lokale mehrachsige Beanspruchung hervorruft und die Lebensdauer der unbearbeiteten Probe maßgeblich beeinflusst. Die metallurgische Inhomogenität ist an diesem Probentyp kaum oder gar nicht mehr zu differenzieren.

Durch die flächige Dehnungsmessung wird anhand der Dehnungsverteilung auch eine Probe mit einem inneren Fehler identifiziert. Der innere Fehler, der im Rohrquerschnitt und nicht entlang der Schweißnaht auftritt, ist Ausgangspunkt für den späteren Anriss und kann anhand konventioneller Methoden während der Prüfung nicht detektiert werden. Nachuntersuchungen entlang der Bruchflächen bestätigen diesen inneren Fehler. Anhand der lokalen Dehnungsverteilung konnte die Anrisslage bereits in einem frühen Belastungsstadium (Zyklus 10) lokalisiert werden. Die Kombination einer Beanspruchungskonzentration aufgrund einer Schweißnaht mit dem Auftreten eines inneren Fehlers führt bei den vorliegenden Untersuchungen trotz konservativer Bauteilauslegung zu nicht vertretbaren Lebensdauern des Bauteils.

In dieser Arbeit wird keine direkte Koppelung der lokalen Messergebnisse mit weiteren rechnerunterstützten Methoden, zum Beispiel der Finite-Elemente-Methode, angestrebt. Der Fokus dieser Arbeit liegt in der Erweiterung und Ausschöpfung der optischen Messmethode zur Identifizierung lokaler Werkstoffeigenschaften, um die messtechnische Werkstoffprüfung diesbezüglich – gerade hinsichtlich geschweißter Bauteilproben – voranzubringen. Dazu muss ein umfangreiches Postprocessing für ermüdungsbeanspruchte geschweißte Proben erstellt werden, um lokale Werkstoffeigenschaften, wie die lokale Steifigkeit, Fließspannung und Verfestigung automatisiert durch festgelegte Kriterien, wie zum Beispiel der Bereich in dem die lineare Steifigkeit ermittelt wird, zu bestimmen. Neben der Reproduzierbarkeit der Ergebnisse, die im ersten Teil der Zusammenfassung konkret beschrieben sind, liegt der Fokus der Arbeit in der Validierung dieser Ergebnisse. Dazu werden einerseits unterschiedliche Proben – lösungsgeglüht und nicht-lösungsgeglüht – untersucht und andererseits die lokalen Ergebnisse direkt mit den globalen Ergebnissen anhand konventioneller Messmethoden qualitativ und quantitativ gegenübergestellt. Die Validierung der Messergebnisse kann erfolgreich durchgeführt werden, wodurch indirekt auch das vorgestellte Konzept erfolgreich validiert wird. Anhand der lokalen Werkstoffeigenschaften lassen sich schlussendlich allgemeingültige Aussagen zum Anrissverhalten der entsprechenden bauteilnahen Proben formulieren.

## 8.2. Ausblick

Es werden nun weiterführende Ideen und Fragestellungen beschrieben, die im Rahmen dieser Arbeit aufgekommen sind. Dabei handelt es sich um Anknüpfungspunkte, die aus Sicht des Autors nennenswert für zukünftige Arbeiten sind. Aus dem Stand der Forschung werden bereits die vielfältigen Einsatzmöglichkeiten der digitalen Bildkorrelation klar, so dass darauf nicht im Speziellen eingegangen wird.

Ein Anknüpfungspunkt betrifft die zurückgestellte Koppelung der Messergebnisse mit weiteren rechnerunterstützten Methoden, wie es bereits von AHREND geborene LANG in [54] und [114] publiziert ist. Die Erfassung lokaler Werkstoffkennwerte an bauteilnahen Rohrsegmentproben ist nur ein notwendiger Schritt, um anschließend vollständige Bauteile, wie geschweißte Rohrleitungen, unter realitätsnahen Beanspruchungskollektiven rechnerisch auslegen und bewerten zu

können. Zur rechnerischen Auslegung der Bauteile, zum Beispiel mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode, werden Werkstoffkennndaten benötigt, die anhand des vorgestellten Konzepts ermittelt werden. Wie und mit welchen Einschränkungen eine reibungsfreie Übertragung der lokalen Werkstoffkennwerte auf ein idealisiertes Modell eines weiterführenden Programms erfolgen kann, sollte zukünftig untersucht werden. Bei der Validierung des FEA-Ausgangsmodells wird vom Autor geraten, neben den optisch lokal ermittelten Werkstoffeigenschaften vor allem die beiden Hauptdehnungen und somit indirekt auch die Querdehnungsbehinderung heranzuziehen, um weiterhin auch die Validität der gängigen Vergleichsgrößen – zum Beispiel von Mises Vergleichsdehnung – und weitere gängige Annahmen, wie die Volumenkonstanz, zu überprüfen.

Realitätsnahe Beanspruchungskollektive im Bereich der Rohrleitungen beinhalten in der Regel auch eine Temperaturbeanspruchung, die in dieser Arbeit vernachlässigt ist. Daher sollte eine Erweiterung des Konzepts hinsichtlich lokaler Temperatureinflüsse erfolgen, um überlagerte Kriechbeanspruchungen oder eine mögliche zusätzliche thermo-mechanische Beanspruchung mit zu berücksichtigen. Diesbezüglich sind bereits Bestrebungen in der Literatur zu finden [82].

Ein weiterer Anknüpfungspunkt ist die lokale Kennwertermittlung bei Schweißverbindungen anderer Schweißprozesse oder allgemein bei Werkstoffproben mit einem inhomogenen Werkstoffgefüge. Dabei ist zu bedenken, dass Inhomogenität eine Frage der Bezugsgröße ist. So besteht ein scheinbar homogenes Gefüge aus einer Vielzahl an Körnern, die auf mikroskopischer Ebene inhomogen zueinander sind. Nichtsdestotrotz zählen Schweißverbindungen und schweißähnliche Verfahren wie die additive Fertigung zu den klassischen Vertretern für inhomogenes Werkstoffgefüge auf makroskopischer Ebene. Aufgrund der Inhomogenitäten besteht ein großes Bestreben diese Prozesse immer weiter zu optimieren. Mit Hilfe des vorgestellten Konzepts können Optimierungsschritte im Prozess hinsichtlich der lokalen Werkstoffeigenschaften überprüft werden. In vielen Fällen wird dazu nur die Härtemessung herangezogen, die sehr lokal eingesetzt werden kann. Jedoch hat sich in dieser Arbeit gezeigt, dass nicht alle Festigkeitskennwerte, wie zum Beispiel die Ausbildung der lokalen Steifigkeit, mit der Härte korrelieren. Gegebenenfalls können die lokalen Werkstoffeigenschaften als Designvariable des Optimierungsprozesses verwendet werden, um lokale Beanspruchungs-Hotspots aufgrund lokaler Mehrachsigkeiten zu vermeiden. Die Anwendung entsprechender Methoden an makroskopischen Gefügen lässt sich weiterführend auf mikroskopische Inhomogenitäten übertragen.

Um die lokalen Werkstoffeigenschaften zu ermitteln, wird bereits in der Literatur ein idealisierter Probenquerschnitt empfohlen, um einen einheitlichen Spannungsverlauf für alle Bereiche zu gewährleisten. Alternativ können auch komplexere kontinuumsmechanische Zusammenhänge formuliert werden, die eine lokale Spannungsverteilung aufgrund der Randbedingungen und der lokal vorliegenden zweiachsigen Dehnungsinformationen beschreiben. Mit Hilfe dieser Arbeit wird ein erster Ansatz zur lokalen Kennwertermittlung vorgestellt, der für weiterführende Arbeiten in diesem Bereich als Referenz gelten soll. Durch erweiterte Ansätze ist gegebenenfalls die Analyse lokaler Eigenspannungen möglich, die zum Beispiel durch lokale Plastizität entlang geometrischer Kerben entstehen und in dieser Arbeit vernachlässigt werden. Eine Lokale Dehnungsbehinderung zum Beispiel durch eine mehrachsige Beanspruchung wird in dieser Arbeit durch die ermittelte vereinfachte Querkontraktionszahl erfasst. Daher ist aus Sicht des Autors die Querkontraktion ein möglicher Ansatzpunkt, um komplexere mehrachsige Beanspruchungen zu quantifizieren.

Eine Fragestellung, die in dieser Arbeit bei den Untersuchungen an den homogenen Werkstoffproben aufgekommen ist, ist welche Auswirkungen eine lokale Mehrachsigkeit zum Beispiel aufgrund geometrischer Veränderungen (Einschnürung der Probe) auf die lokale Querdehnungsbehinderung hat. An der Oberfläche der homogenen Werkstoffproben werden aufgrund vereinfachter Annahmen lokale Querkontraktionszahlen gemessen, die unphysikalische Werte von über 0,5 aufweisen. Aus der Literatur sind vergleichbare Ergebnisse bereits bekannt und sollten weiter untersucht werden. Zum Beispiel könnte im vorgestellten Fall der homogenen Rundprobe eine hohle Rundprobe untersucht werden, so dass keine Dehnungsbehinderung orthogonal zur Oberfläche zu erwarten ist. Um die quantitative Auswirkung von Dehnungsbehinderungen auf die lokal ermittelten Messgrößen gezielt zu untersuchen, sind weiterhin Biaxialprüfungen sinnvoll, in denen die Dehnungsbehinderung gezielt eingestellt werden kann.

Den letzten Anknüpfungspunkt stellt die Probabilistik dar, die im Bereich der Werkstoffprüfung zunehmend an Bedeutung gewinnt. In der Probabilistik wird eine Vielzahl an Messergebnissen statistisch miteinander verknüpft. Die optische Dehnungsmessung eignet sich besonders für solche Methoden, da eine einzelne Messung bereits eine Vielzahl an Messpunkten und Messergebnissen bereitstellt. Damit lassen sich mit Hilfe weniger Proben, wie es am Beispiel der homogenen Werkstoffproben in dieser Arbeit gezeigt wird, schneller Zusammenhänge zwischen den einzelnen Dehnungsanteilen identifizieren. Um den gleichen Zusammenhang durch konventionelle Methoden zu erfassen, wäre eine Vielzahl an Einzeluntersuchungen nötig.

## A. Anhang

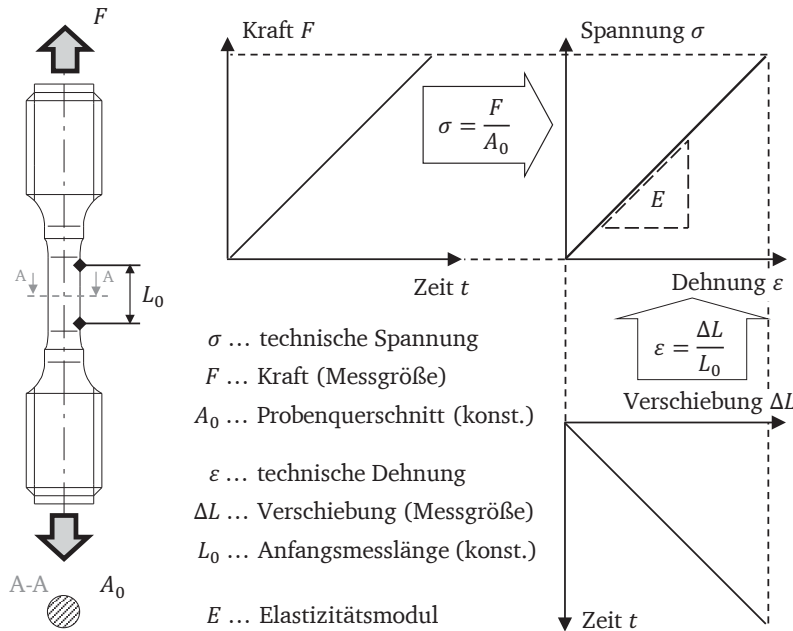
### A.1. Linear-Elastische Modellierung

Das einfachste Modell zur Beschreibung des Verformungsverhalten ist das linear-elastische Materialmodell, das sogenannte Hooke'sche Gesetz, bei dem das Last-Verformungs-Verhalten des Werkstoffs einer linearen Beziehung folgt. Dabei ist die Spannung  $\sigma$  linear durch das Elastizitätsmodul  $E$  mit der auftretenden Dehnung  $\varepsilon$  gekoppelt. Die Spannungen und Dehnungen können indirekt aus dem Versuch, zum Beispiel einem Zug- oder Ermüdungsversuch ermittelt werden, indem einerseits die gemessene Kraft  $F$  und andererseits die gemessene Verschiebung  $\Delta L$  mit einer Bezugsgröße skaliert werden. Im Fall der technischen Spannung ist die feste Bezugsgröße die initiale Fläche  $A_0$  und im Fall der technischen Dehnung die initiale Messlänge  $L_0$ , sodass sich die technische Spannung und technische Dehnung aus

$$\sigma(t) = \frac{F(t)}{A_0}, \quad (\text{A.1})$$

$$\varepsilon(t) = \frac{\Delta L(t)}{L_0} \quad (\text{A.2})$$

ergibt. Kraft und Verschiebung sind Messgrößen, die innerhalb des Versuchs mit einer gewissen Messgenauigkeit über der Zeit erfasst werden. Abbildung A.1.1 veranschaulicht die Herleitung des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs aus den Messgrößen bei einer einachsigen Belastung.



**Abbildung A.1.1** Darstellung des linear-elastischen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs im einachsigen Beanspruchungsfall; in Anlehnung an [21].

Dabei ist links eine schematische Probengeometrie in der Seitenansicht dargestellt, an der entlang der Anfangsmesslänge  $L_0$  mit der initialen Fläche  $A_0$  die Verschiebung  $\Delta L$  abgegriffen wird. Die Verschiebung ist eine integrale Größe<sup>1</sup> die mit Hilfe eines sogenannten Extensometers bestimmt

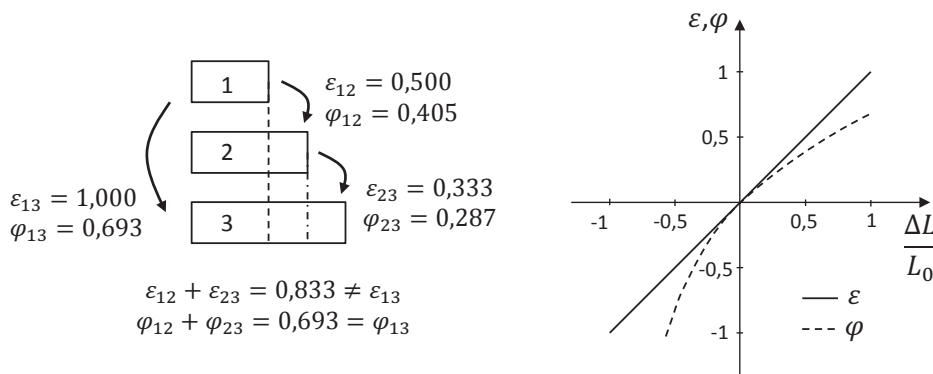
<sup>1</sup>Integrale Größe bedeutet in diesem Fall, dass über einen gewissen Abstand hinweg gemessen wird und die Messgröße damit bereits eine Mittelung über diesen Abstand erfährt.

wird. Kraft und Verschiebung lassen sich nun mit Gleichung (A.1) und (A.2) in die technischen Größen Spannung und Dehnung überführen, Abbildung A.1.1 rechts. Das Last-Verformungsverhalten ist physikalisch durch den Spannungs-Dehnungs-Verlauf beschrieben und zeigt nun entlang der anfänglichen Belastung einen linearen Anstieg. Die Steigung der Gerade in diesem Punkt entspricht dem Elastizitätsmodul  $E$ . Neben den technischen Spannungen und Dehnungen berücksichtigen die wahren Spannungen und Dehnungen,  $\sigma_{\text{wahr}}$  bzw.  $\varepsilon_{\text{wahr}}$ , Veränderungen der initialen Bezugsgrößen. So kommt es während der Versuchsführung zur Einschnürung der Probe und damit zur Verkleinerung des Prüfquerschnitts und zur Vergrößerung der Messlänge. Die wahren Spannungen und Dehnungen können anhand der auftretenden Dehnungen nach

$$\sigma_{\text{wahr}}(t) = \frac{F(t) \cdot (1 + \varepsilon)}{A_0} = \sigma \cdot (1 + \varepsilon), \quad (\text{A.3})$$

$$\varphi = \varepsilon_{\text{wahr}}(t) = \ln \frac{L(t)}{L_0} = \ln \frac{L_0 + \Delta L(t)}{L_0} = \ln(1 + \varepsilon) \quad (\text{A.4})$$

abgeschätzt werden. Die wahre Dehnung wird in der Umformtechnik auch als Umformgrad  $\varphi$  bezeichnet. Ein wesentlicher Unterschied zwischen der technischen und wahren Größe entsteht erst bei ausreichend hoher Verformung, ansonsten gilt  $\varepsilon \approx \varphi$  ( $\varepsilon \ll 1$ ). Weiterhin muss bei der technischen Dehnung die Bezugsgröße beachtet werden, auf welche die Dehnung referenziert wird. So macht es einen Unterschied, ob eine Verdoppelung der Ausgangslänge in zwei Schritten erfolgt und mit der jeweiligen Dehnung als Bezugsgröße gerechnet wird oder direkt in einem Schritten gerechnet wird, siehe Abbildung A.1.2 links. Die Zustandsänderungen von Zustand x, z. Bsp. 1 in Zustand y, z. Bsp. 2 sind in der Abbildung durch die Indizes xy (12) gekennzeichnet. Wird mit der wahren Dehnung gerechnet, sind unterschiedliche Bezugsgrößen zu vernachlässigen. Anders ausgedrückt, berücksichtigt die wahre Dehnung die kontinuierliche Vergrößerung der Bezugsgröße und fällt für den Fall der Zugbeanspruchung kleiner aus, als die technischen Dehnungen. So entspricht die wahre Dehnung  $\varphi_{13}$  bei der Verdoppelung der Ausgangslänge  $\varphi = 0,693$ , während  $\varepsilon_{13}$  bei direkter Verdoppelung den Wert 1 annimmt. Für eine einfache Druckbeanspruchung liegt die wahre Dehnung unter der technischen Dehnung, vergleiche Abbildung A.1.2 rechts.

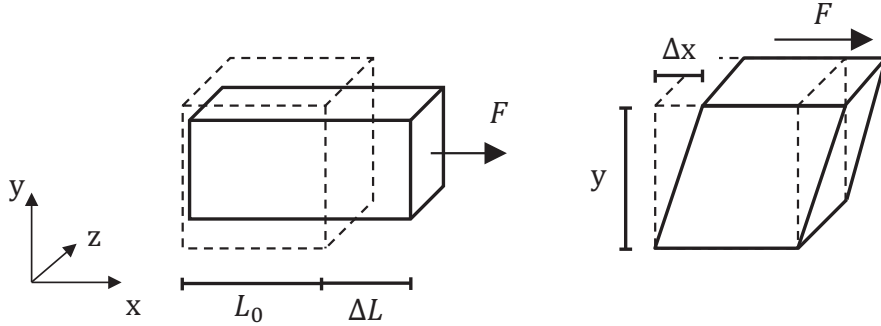


**Abbildung A.1.2** Vergleich zwischen technischer und wahrer Dehnung,  $\varepsilon$  bzw.  $\varphi$ ; [115].

Das Elastizitätsmodul  $E$  ist eine Werkstoffkonstante und entspricht anschaulich einer Federsteifigkeit, welche den Widerstand eines Werkstoffes gegen eine elastische Verformung durch eine äußere Kraft angibt. Der Elastizitätstensor  $[E_{ijkl}]^1$  ist ein Tensor 4ter Stufe mit 81 Einträgen. Allgemeine Anwendungsfälle erlauben die Ausnutzung von Symmetrien des Spannungs- und Verzerrungstensors. Weiterhin lässt sich mithilfe der Voigtschen Notation die Spannungs- und Verzerrungstensenoren als Spaltenvektor schreiben [116]. Daraus ergibt sich allgemein die folgende Schreibweise für das Hooke'sche Gesetz

$$[\sigma] = [E] : [\varepsilon] = \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{13} & E_{14} & E_{15} & E_{16} \\ E_{21} & E_{22} & E_{23} & E_{24} & E_{25} & E_{26} \\ E_{31} & E_{32} & E_{33} & E_{34} & E_{35} & E_{36} \\ E_{41} & E_{42} & E_{43} & E_{44} & E_{45} & E_{46} \\ E_{51} & E_{52} & E_{53} & E_{54} & E_{55} & E_{56} \\ E_{61} & E_{62} & E_{63} & E_{64} & E_{65} & E_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{bmatrix}. \quad (\text{A.5})$$

In Gleichung (A.5) entspricht  $\sigma$  den Spannungen und  $\varepsilon$  den Dehnungen in Normalenrichtung in einem dreidimensionalen kartesischen Koordinatensystem  $(x, y, z)$ . Neben den Änderungen in Normalenrichtung treten auch Winkeländerungen auf, die durch die Schubspannungen  $\tau$  und Verzerrungen  $\gamma$  beschrieben werden.



**Abbildung A.1.3** Anschauliche Darstellung einer Belastung in Normalenrichtung (links) und einer Belastung, die zur einer Verzerrung führt (rechts); [115].

Abbildung A.1.3 zeigt links den Zusammenhang zwischen  $\varepsilon$  und  $\Delta L$ , wie er durch Gleichung (A.2) beschrieben ist. Die Verzerrung  $\gamma$  ergibt sich nach Abbildung A.1.3 rechts und ist durch den Zusammenhang

$$\gamma_{xy}(t) = \frac{\Delta x(t)}{y} \quad (\text{A.6})$$

beschrieben. Im kartesischen Koordinatensystem besitzt der Elastizitätstensor  $[E]$   $3 \times 3 \times 3 \times 3 = 81$  Einträge, siehe Gleichung (A.5). Für anisotropes Werkstoffverhalten sind aufgrund von Symmetriebedingungen ( $E_{ijkl} = E_{klji}$ ) nur 21 Einträge unabhängig voneinander und ergeben 21 richtungsabhängige Elastizitätskonstanten. Für isotropes Werkstoffverhalten lässt sich das allgemeine Hooke'sche Gesetz auf zwei unabhängige Elastizitätskonstanten reduzieren. Nachfolgend ist das Hooke'sche Gesetz für den isotropen Fall dargestellt

<sup>1</sup>Die eckigen Klammern symbolisieren die Tensorschreibweise und die Anzahl der Indizes bestimmen die Stufe des Tensors. Tensoren erster Stufe entsprechen einem Vektor.

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \cdot \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & 1-\nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & \nu & 1-\nu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{bmatrix}. \quad (\text{A.7})$$

Hierin lassen sich alle Einträge des Elastizitätstensors  $E_{ij}$  durch die zwei Werkstoffkonstanten  $E$  und  $\nu$  beschreiben. Dabei entspricht  $E$  dem isotropen Elastizitätsmodul und  $\nu$  der Querkontraktion. Die Querkontraktion ergibt sich aus dem Verhältnis zwischen Längsdehnung und simultan resultierender Querdehnung. Bei einer einachsigen Beanspruchung in x-Richtung im kartesischen Koordinatensystem und der Annahme eines isotropen Werkstoffverhaltens ist die Querkontraktion durch

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{\text{quer}}}{\varepsilon_{\text{längs}}} = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} = -\frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_x} \quad (\text{A.8})$$

beschrieben. Ein typischer Kennwert für die Querkontraktion metallischer Werkstoffe im elastischen Bereich liegt bei  $\nu = 0,3$ . Für vollplastisches Werkstoffverhalten und der Annahme von Volumenkonstanz ergibt sich eine Querkontraktionszahl von  $\nu = 0,5$ , vergleiche Abschnitt A.2. Anhand von Gleichung (A.7) ist ersichtlich, dass das vollplastische Werkstoffverhalten zu einer Division durch Null und damit zu keinem Ergebnis mehr führt, außer die Dehnungen erfüllen die Forderung nach Volumenkonstanz. Damit müssen zur Beschreibung des plastischen Werkstoffverhaltens andere Gleichungssysteme geschaffen werden. Durch Bildung der Inversen des Elastizitätstensors entsteht der Nachgiebigkeitstensor  $[S] = [E^{-1}]$  und damit eine Beziehung zwischen Dehnung und Spannung in der Form

$$[\varepsilon] = [S] : [\sigma] = \frac{1}{E} \cdot \begin{bmatrix} 1 & -\nu & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & 1 & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & -\nu & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(1+\nu) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2(1+\nu) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2(1+\nu) \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix}. \quad (\text{A.9})$$

Damit ergeben sich für isotropes Werkstoffverhalten die Beziehungen

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)], \quad (\text{A.10})$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_x + \sigma_z)], \quad (\text{A.11})$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)], \quad (\text{A.12})$$

$$\gamma_{xy} = \frac{1}{G} \tau_{xy}, \quad \gamma_{yz} = \frac{1}{G} \tau_{yz}, \quad \gamma_{xz} = \frac{1}{G} \tau_{xz}. \quad (\text{A.13})$$



Darin ist  $G$  der Schubmodul, der sich wiederum aus dem Elastizitätsmodul und der Querkontraktion ergibt

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (\text{A.14})$$

und eine Beziehung zwischen Längenänderung und Winkeländerung im elastischen Bereich darstellt. Für den einachsigen Belastungsfall, wie er zum Beispiel beim einfachen Zug- oder Ermüdungsversuch an ungekerbten Proben vorliegt (vergleiche Abbildung A.1.1) ergeben sich weitere Vereinfachungen. Die Spannungskomponenten  $\sigma_y$  und  $\sigma_z$  entfallen und für die Gleichungen (A.10) bis (A.12) folgt

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E}\sigma_x, \quad \varepsilon_y = -\frac{\nu}{E}\sigma_x, \quad \varepsilon_z = -\frac{\nu}{E}\sigma_x. \quad (\text{A.15})$$

Die Gleichungen (A.10) bis (A.15) zeigen, dass die Winkeländerungen (Schub- und Verzerrungsanteile) entkoppelt von den Normalenanteilen vorliegen und die Winkeländerungen somit nur von den Schubspannungen abhängen. Bei einer Verformung ist die Aufteilung in Normalen- und Schubanteil abhängig vom gewählten Koordinatensystem  $(x, y, z)$ . Je nach Ausrichtung des Koordinatensystems im Bezug zur Belastungsrichtung fallen die einzelnen Komponenten unterschiedlich aus. Um unabhängig vom gewählten Koordinatensystem zu sein, lässt sich eine Hauptachsentransformation durchführen, sodass die Normalenanteile bei Zug- und Druckbeanspruchung maximal werden und keine Schub- und Verzerrungsanteile mehr vorkommen. Weiterhin lässt sich unter gleichen Bedingungen eine Transformation durchführen, sodass der Schub- und Verzerrungsanteil maximal wird. Die Hauptachsentransformation überführt die Komponentenanteile  $(x, y, z)$  in ihre Hauptanteile  $(1, 2, 3)$ . Für den ebenen Spannungszustand  $(x, y)$  berechnen sich die Hauptspannungen  $\sigma_{1,2}$  und die zugehörige maximale Schubspannung  $\tau_{\max}$

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2}, \quad (\text{A.16})$$

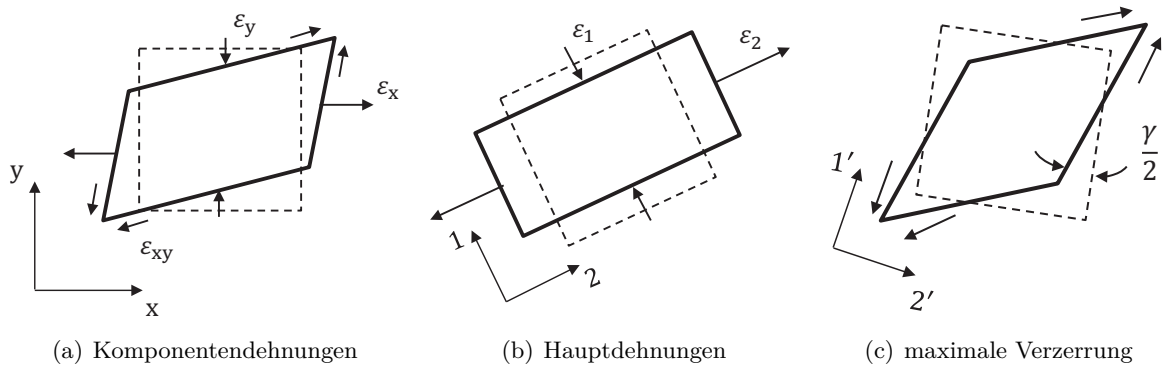
$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}. \quad (\text{A.17})$$

Analog dazu ergibt sich für die Hauptdehnungen  $\varepsilon_{1,2}$  und die maximale Scherdehnung  $\gamma_{\max}$

$$\varepsilon_{1,2} = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{2}\right)^2 + \left(\frac{1}{2}\gamma_{xy}\right)^2}, \quad (\text{A.18})$$

$$\frac{1}{2}\gamma_{\max} = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{2}. \quad (\text{A.19})$$

Die Hauptspannungen und -dehnungen lassen sich für jedes Koordinatensystem aus den jeweiligen Komponentenanteilen ermitteln. So lässt sich ein beliebiger zweiachsiger Dehnungszustand (links in Abbildung A.1.4) anschaulich in seine Hauptdehnungen (mittig in Abbildung A.1.4) oder in eine maximale Verzerrung (rechts in Abbildung A.1.4) überführen. Um von dem Hauptdehnungszustand auf die größte Verzerrung zu kommen ist eine Drehung des Koordinatensystem um  $45^\circ$  nötig.

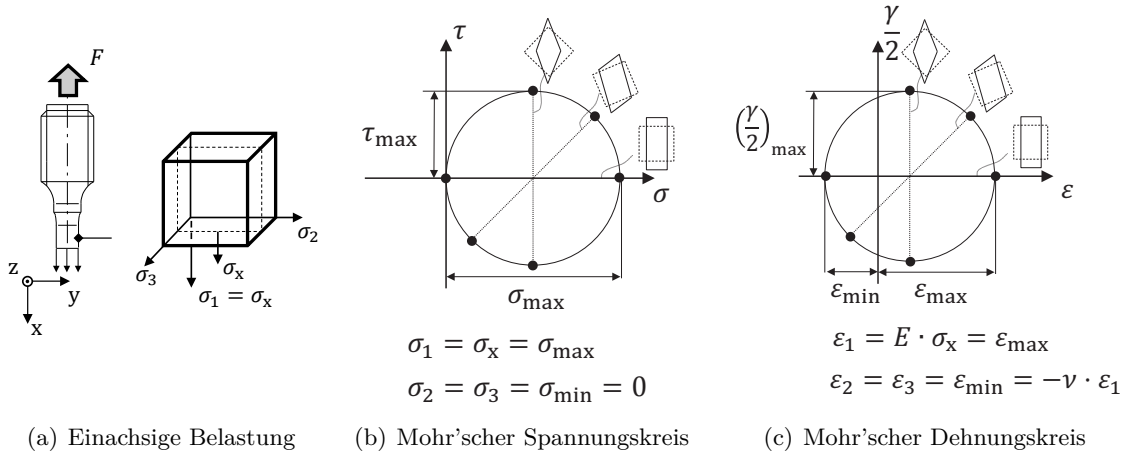


**Abbildung A.1.4** Beispielhafte Darstellung der Überführung von Komponentendehnungen in die dazugehörigen Hauptdehnungen durch Transformation in verschiedene Koordinatensysteme. Alle drei Darstellungen zeigen die gleiche Verformung; in Anlehnung an [115].

Bei zyklischen Dehnungen um den Nullpunkt mit positiver Zugbeanspruchung und negativer Druckbeanspruchung, kommt es bei beiden Hauptdehnungen zu einer klaren Trennung der Beanspruchungsarten (Zug- und Druck). Das bedeutet keine der Hauptdehnung weist eine wechselnde Beanspruchung auf. Dies lässt sich vermeiden, indem die Komponentendehnung in Hauptbelastungsrichtung vollständig in den positiven Wertebereich transformiert wird und die resultierende Querdehnung vollständig in den negativen Wertebereich. Die Transformation kann nach anschließender Berechnung der Hauptdehnungskomponenten wieder rückgängig gemacht werden, um auch die Information der lokalen Mitteldehnung für die Hauptdehnungskomponenten beizubehalten.

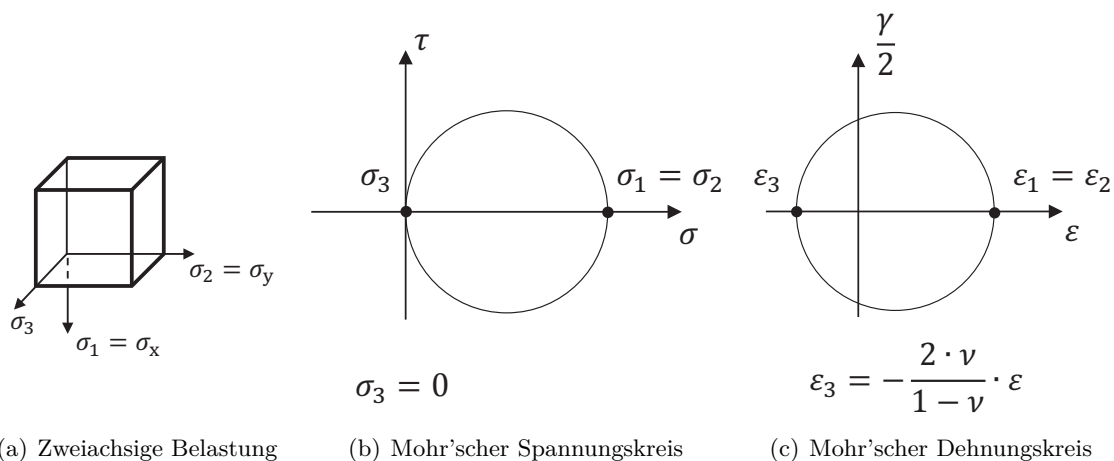
Beim Mohr'schen Spannungskreis werden die Normalenanteile (Anteile senkrecht zur Schnittebene) über den Schubanteil (Anteil parallel zur Schnittfläche) in Abhängigkeit von der Drehung des Koordinatensystems aufgetragen. Mit dem Mohr'schen Spannungskreis lassen sich somit alle Spannungszustände unabhängig vom festgelegten Koordinatensystem visualisieren und schnell die wesentlichen Größen wie Hauptanteile oder die maximale Schubspannung ablesen. Äquivalent lässt sich auch ein mohr'scher Dehnungskreis ableiten.

Abbildung A.1.5 zeigt den Mohr'schen Spannungs- und Dehnungskreis für den einachsigen Beanspruchungsfall. In Anlehnung an Abbildung A.1.4 sind die verschiedenen Zustände im Mohr'schen Kreis zusammengetragen. Der Spannungskreis zeigt für den Fall  $\sigma_1 = \sigma_{\max}$ , bei dem keine Schubspannung auftritt, dass die Hauptspannungen  $\sigma_2 = \sigma_3 = \sigma_{\min}$  gleich Null sind. Denselben Zustand im Dehnungskreis abgebildet, zeigt dass die Hauptdehnungen  $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = \varepsilon_{\min}$  ungleich Null sind. Somit führt ein einachsiger Spannungszustand zu einem dreiachsigen Dehnungszustand, wobei die Hauptdehnungen durch die Querkontraktion miteinander gekoppelt sind  $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\nu \cdot \varepsilon_1$ .



**Abbildung A.1.5** Darstellung des Mohr'schen Spannungs- und Dehnungskreises bei einachsiger Belastung; [117].

Mohr'sche Spannungs- und Dehnungskreise lassen sich auch für den biaxialen Lastfall ableiten und zeichnen. In Abbildung A.1.6 entsprechen  $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_x = \sigma_y = \sigma$  was zu zwei deckungsgleichen Kreisen führt. Die Hauptspannung  $\sigma_3$  ist Null, da es zu keiner Beanspruchung in der dritten Hauptrichtung kommt. Wie bei der einachsigen Beanspruchung führt die biaxiale Beanspruchung zu einem dreiaxialen Dehnungszustand. Die Hauptdehnungen  $\varepsilon_1$  und  $\varepsilon_2$  sind dabei gleich  $\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon$ , da die Beanspruchung in beide Richtungen dieselbe ist. Bei einer einheitlichen biaxialen Beanspruchung vergleichbar zur einachsigen Beanspruchung fallen beim biaxialen Lastfall aufgrund zusätzlicher Zwängungen die Größen  $\sigma_1$ ,  $\varepsilon_1$  und  $\varepsilon_3$  geringer aus [117]. So berechnen sich die ersten beiden Hauptdehnungen aus  $\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = \frac{\sigma(1-\nu)}{E}$  und die dritte Hauptdehnung aus  $\varepsilon_3 = -\frac{2\nu}{1-\nu} \varepsilon$ .



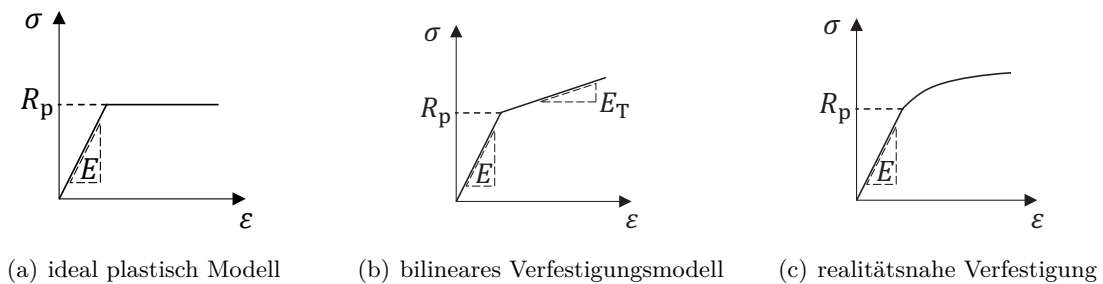
**Abbildung A.1.6** Darstellung der Mohr'schen Spannungs- und Dehnungskreise bei einheitlicher zweiachsiger Belastung; [117].

Der Elastizitätsmodul und die Querkontraktionszahl sind fundamentale Eingangsgrößen bei einer strukturmechanischen Finite Elemente Analyse. Für den isotropen Fall und eine linear-elastische Analyse sind als Werkstoffkenngrößen nur diese zwei Eingangswerte notwendig. Eine linear-elastische Abschätzung wird aufgrund der Einfachheit häufig angestrebt.

## A.2. Elastisch-Plastische Modellierung

Bei der Betrachtung von Bauteilen mit kritischen Bereichen, wie Werkstoffübergänge und Kerben, ist ein linear elastischer Ansatz wie er im Anhang A beschrieben ist nicht mehr ausreichend, da es dort zu deutlichen Spannungsüberhöhungen kommen kann und dadurch lokal die Fließspannung des Werkstoffs überschritten wird und sich der Werkstoff somit plastisch verformt. Neben den lokalen Spannungsüberhöhungen ist ein Bauteil selten nur einer einachsigen Beanspruchung ausgesetzt. Daher ist in den meisten Fällen ein mehrachsiger Spannungszustand zu berücksichtigen. Die Berücksichtigung erfolgt meist numerisch<sup>1</sup>, wobei der mehrachsige Spannungszustand in einen skalaren Vergleichswert umgewandelt wird, um wiederum vergleichbar mit den einachsigen Versuchen zu bleiben.

Beim einachsigen Versuch tritt Plastizität ein, wenn der Betrag der auftretenden Spannung die Streckgrenze  $R_p$  des Werkstoffs überschreitet. Vorher verhält sich der Werkstoff linear elastisch mit dem Elastizitätsmodul  $E$  als Steigung der Spannungs-Dehnungs-Kurve. Nach Erreichen der Streckgrenze kommt es modellhaft zum Abknicken der Spannungs-Dehnungs-Kurve und die Kurve folgt anderen Gesetzmäßigkeiten. Bei der Annahme idealer Plastizität erfolgt nach Erreichen der Streckgrenze kein weiterer Anstieg der Spannung mehr und somit keine Verfestigung, Abbildung A.2.1 (a). Ein weiteres gängiges Werkstoffmodell stellt das bilineare Modell dar, bei der die Spannungs-Dehnungs-Beziehung nach dem Abknickpunkt verfestigt und somit eine zweite Steigung  $E_T$  ungleich Null annimmt, Abbildung A.2.1 (b). In der Realität ist die Plastizität nicht durch eine einfache zweite Steigung ausdrückbar, sondern folgt einem nichtlinearen Verlauf, die diese kontinuierliche Verfestigung beschreibt, Abbildung A.2.1 (c).



**Abbildung A.2.1** Spannungs-Dehnungs-Kurven mit unterschiedlichen modellhaften Verfestigungsverhalten, [115].

Nun ist, wie bereits beschrieben, ein Bauteil selten nur einem einachsigen Spannungszustand ausgesetzt, sondern unterliegt einer mehrachsigen Beanspruchung. Zur Überführung einachsiger Erkenntnisse auf mehrachsige Problemstellungen gibt es eine Vielzahl an Hypothesen, um aus den vorliegenden Spannungskomponenten einen skalaren Vergleichswert zu ermitteln (Vergleichsspannungshypothesen). Die sogenannte Vergleichsspannung  $\sigma_{eq}$  kann nun einer kritischen Größe  $\sigma_{krit}$ , zum Beispiel der Streckgrenze  $R_p$  aus dem einachsigen Versuch, gegenübergestellt werden

$$\sigma_{eq}(\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{xz}) \stackrel{!}{=} \sigma_{krit}, \quad (\text{A.20})$$

$$\sigma_{eq}(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) \stackrel{!}{=} \sigma_{krit}. \quad (\text{A.21})$$

<sup>1</sup>Numerisch bedeutet in diesem Fall eine rechnergestützte Beschreibung, zum Beispiel durch die FEM.

Die Vergleichsspannung  $\sigma_{eq}$  ist von allen sechs Spannungskomponenten (Gleichung (A.20)) abhängig [118, 115] oder im Hauptspannungssystem von allen drei Hauptspannungen, Gleichung (A.21). Ein isotroper<sup>1</sup> Werkstoff beginnt zu fließen, wenn die Vergleichsspannung den Wert der Streckgrenze erreicht. Die Streckgrenze ist in Gleichung (A.20) und (A.21) als kritische Spannung gekennzeichnet. Es lässt sich weiterhin eine Fließbedingung im Hauptspannungsraum aufstellen, die besagt, dass Plastizität einsetzt, wenn die Funktion  $f_y$  gleich Null wird. Mit Gleichung (A.21) lässt sich die Fließbedingung als

$$f_y(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = \sigma_{eq} - \sigma_{krit} \quad (A.22)$$

ausdrücken. Für eine einachsige Belastung bei der gilt  $\sigma_{2,3} = 0$ , folgt mit der Streckgrenze  $R_p$

$$f_y(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = \sigma_1 - R_p. \quad (A.23)$$

Ist  $f_y < 0$  verhält sich das Material rein elastisch. Plastizität bei Metallen bedeutet, dass Versetzungen<sup>2</sup> innerhalb der Kristallstruktur wandern [27]. Innerhalb der Atomstruktur sind laut Versetzungstheorie ausschließlich Winkeländerungen zwischen den Gitterebenen möglich, da eine irreversible Abstandsänderung zwischen den Atomen zu hohe Kräfte erfordert. Die atomaren Bindungskräfte (Kohäsionskräfte  $F_K$ ) zwischen den Atomen lassen sich somit in Normalenrichtung praktisch nicht überwinden, sodass diese Spannungen als reversibel anzusehen sind. Der sogenannte hydrostatische Druck  $\sigma_{hyd}$  wirkt von allen Seiten gleich  $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$  und ergibt sich aus

$$\sigma_{hyd} = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3). \quad (A.24)$$

Zu Plastizität kommt es, wie oben aufgeführt, nur bei Winkeländerungen auf Gitterebene. Das bedeutet, dass sich die Gestalt bleibend verändert, das Volumen hingegen konstant bleibt (isochor,  $\nu = 0,5$ ). Der Spannungsanteil, der zu einer plastischen Verformung führt, ist unabhängig vom hydrostatischen Druck und wird als Spannungsdeviator  $\sigma'_i$  mit  $i$  gleich 1, 2, 3 bezeichnet. Für den Spannungsdeviator, der Grundlage für die wesentlichen Vergleichsspannungshypothesen ist, ergibt sich

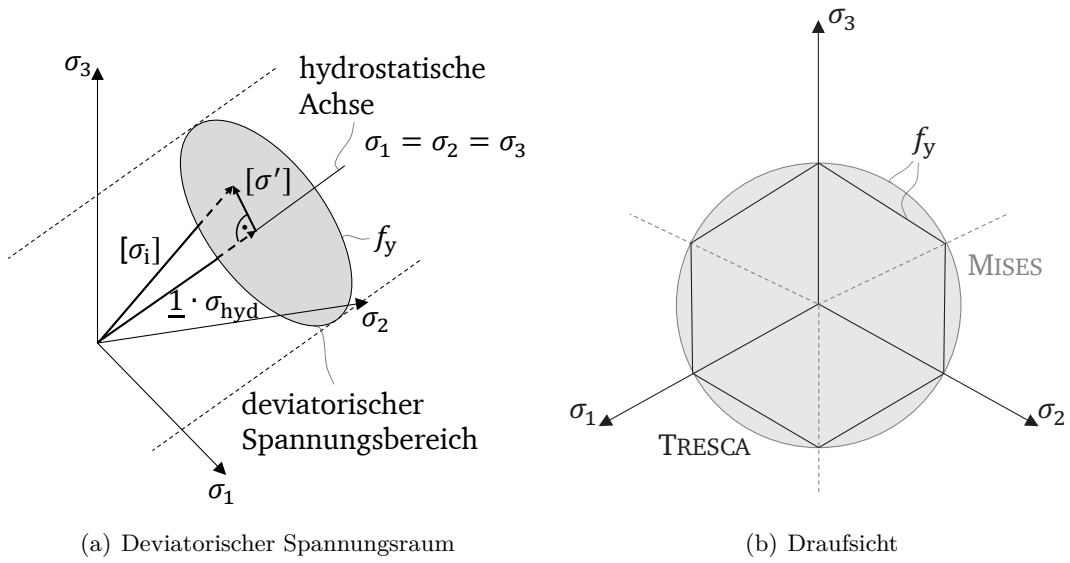
$$\sigma'_{ij} = \sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma_{hyd}. \quad (A.25)$$

Die Gleichung zeigt, dass sich der Spannungsdeviator aus der auftretenden Spannung  $\sigma_i$  minus dem hydrostatischen Druck ergibt.  $\delta_{ij}$  stellt dabei den Kronecker-Delta dar und ist 1 falls  $i = j$  ansonsten 0. Die Vergleichsspannung in den Gleichungen (A.20) bis (A.22) ist nur abhängig vom deviatorischen Spannungstensors, unabhängig davon, wie hoch der hydrostatische Anteil ist. Das bedeutet, dass nur der Spannungsdeviator Einfluss auf die Plastizität des Werkstoffs hat. Gleichung (A.25) lässt sich grafisch im dreiachsigen Hauptspannungsraum darstellen, siehe Abbildung A.2.2 (a). Die Terme in Gleichung (A.25) verdeutlichen, wie sich die Spannung  $\sigma_i$  in den hydrostatischen Anteil  $\sigma_{hyd}$  und den deviatorischen Spannungsanteil  $\sigma'_i$  aufteilen.

<sup>1</sup>Isotropie ist das Gegenteil von Anisotropie und bezeichnet in diesem Fall die Richtungsunabhängigkeit der Elastizitätseigenschaften. Somit sind für jede Raumrichtung die Werkstoffeigenschaften identisch.

<sup>2</sup>Mit Versetzungen sind linienförmige Defekte des Gitters gemeint. Dabei wird zwischen Stufen- und Schraubenversetzung unterschieden.

Plastizität tritt ein, wenn der Rand der Fließgrenzfläche, beschrieben durch die Funktion  $f_y$  (Gleichung (A.22)) im dreidimensionalen Hauptspannungsraum, überschritten wird. Die hydrostatische Achse entspricht der Achse, um die sich die Fließgrenzfläche wie ein Zylinder aufspannt. In Abbildung A.2.2 (b) sind die Fließgrenzfläche für zwei unterschiedliche Vergleichsspannungshypothesen eingezeichnet. Unterhalb der Fließspannung und somit innerhalb der Grenzflächenbegrenzung kommt es zu keiner bleibenden Verformung und der Werkstoff geht bei Entlastung in seinen Ursprungszustand zurück.



**Abbildung A.2.2** Darstellung des deviatorischen Spannungsraums im Hauptspannungssystem und Darstellung von Fließgrenzflächen in der Draufsicht; in Anlehnung an [118, 115].

Wie bereits ausgeführt, ist nach der Versetzungstheorie die plastische Verformung durch das Wandern von Versetzungen gesteuert und damit durch lokale Schubprozesse. Daher liegt es nahe, als Fließbedingung die maximale Schubspannung heranzuziehen, was als Schubspannungshypothese von TRESKA bekannt ist

$$\sigma_{eq,TRESKA} = 2 \cdot \tau_{max}. \quad (A.26)$$

Die maximale Schubspannung  $\tau_{max}$  entspricht dem Radius des Mohr'schen Spannungskreises, siehe Abbildung A.1.5. Die Schubspannungshypothese von TRESKA entspricht in der Draufsicht einem regulärem Sechseck im Hauptspannungsraum, Abbildung A.2.2 (b). Bei einer mehrachsigen Beanspruchung mit der Festlegung  $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$  ergibt sich für die maximale Schubspannung

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2}. \quad (A.27)$$

Die mittlere Hauptspannungskomponente  $\sigma_2$  hat somit keinen Einfluss auf die Plastizität des Werkstoffs. In Anlehnung an Gleichung (A.22) ergibt sich mit Gleichung (A.26) und (A.27) für die Fließbedingung:

$$f_y = \sigma_1 - \sigma_3 - R_p = 0. \quad (A.28)$$

Eine weitere Fließbedingung stellt die VON MISES Vergleichsspannungshypothese auf, auch als Gestaltänderungsenergiehypothese bekannt. Sie ist beschrieben durch

$$f_y = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} - R_p = 0. \quad (\text{A.29})$$

Im Vergleich zur Schubspannungshypothese stellt die Gestaltänderungshypothese einen Kreis im Hauptspannungsraum dar, Abbildung A.2.2 (b), im Spannungsraum entspricht sie aber einem Zylinder parallel zur hydrostatischen Achse. Die VON MISES Hypothese gilt für die meisten gängigen duktilen Werkstoffe und ist aufgrund der einfachen mathematischen Beschreibung die wohl am gebräuchlichsten angewandte Vergleichsspannungshypothese. Sie ist in jedem bekannten Finite Elemente Programm standardisiert untergebracht.

Nach Erreichen der Fließbedingung ist zu klären, in welche Richtung sich der Werkstoff plastisch verformt. Die plastische Verformung kann bei gleichen äquivalenten Spannungszuständen unterschiedlich ausfallen und ist abhängig von der Belastungshistorie und den inneren Eigenschaften. Im Bezug zur MISES-Fließfläche und dem deviatorischen Spannungsanteil wirkt nach PRANDTL-REUSS eine plastische Verformung stets normal zur Fließfläche [118]. Die als Normalenregel bezeichnete Beziehung findet vielerlei Anwendung und entspricht einer inkrementellen Abschätzung der plastischen Verformung. Das sogenannte plastische Verzerrungssinkrement  $d\varepsilon^{\text{pl}}$  beschreibt die plastische Verformung und ist definiert als

$$d\varepsilon_{\text{pl}} = \frac{2}{3} \frac{d\varepsilon_{\text{eq,pl}}}{\sigma_{\text{eq}}} \sigma'_i, \quad (\text{A.30})$$

was zusammengefasst werden kann zu

$$d\varepsilon_{\text{pl}} = d\lambda \sigma'_i. \quad (\text{A.31})$$

Der plastische Multiplikator  $d\lambda$  oder das plastische Vergleichsdehnungssinkrement  $d\varepsilon_{\text{eq}}^{\text{pl}}$  lassen sich aus der sogenannten Konsistenzbedingung bestimmen, die ein Verlassen des Fließflächenrandes unterbindet. Grundlegende Informationen zur inkrementellen Beschreibung plastischen Verhaltens finden sich in [119, 107, 108, 109].

Neben verschiedenen Vergleichsspannungshypothesen gibt es unterschiedliche Vergleichsdehnungshypothesen. Hierbei ist zu beachten, dass im Allgemeinen kein einachsiger Dehnungszustand existiert, da die Dehnungen in den Hauptrichtungen durch die Querkontraktion miteinander gekoppelt sind, siehe Gleichung (A.8). Die Querkontraktion ist wiederum je nach Belastungshöhe nicht konstant, sondern ändert sich im Bereich plastischer Verformungen, da dort im Gegensatz zum elastischen Bereich in der Regel Volumenkonstanz angenommen wird und die Querkontraktion auf den Wert 0,5 ansteigt.

Eine gängige Hypothese zur Beschreibung der Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{\text{eq}}$  ist die Oktaederscherverdehnungsformel [6], die sich auch für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten eignet, wenn sich entweder eine geeignete effektive Querkontraktion  $\nu'$  finden lässt oder sich die Gesamtdehnung in ihre Komponenten aufteilen lässt. Hierzu muss Gleichung (A.32) für die einzelnen Dehnungskomponenten separat mit der entsprechenden elastischen und plastischen Querkontraktion gelöst



und anschließend superponiert werden

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \frac{1}{\sqrt{2}(1+\nu)} [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]^{\frac{1}{2}}. \quad (\text{A.32})$$

Unter der Annahme von Volumenkonstanz ( $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$ ) ergibt sich die Vergleichsdehnung nach der Oktaederscherdehnungsformel [6]

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{A.33})$$

in der eine Querkontraktionszahl von  $\nu = 0,5$  angenommen wird. Die elastische und plastische Querkontraktion ist Ausgangspunkt zur Beschreibung einer effektiven Querkontraktion nach

$$\nu' = \nu_{\text{pl}} - (\nu_{\text{pl}} - \nu_{\text{el}}) \frac{E_{\text{T}}}{E}. \quad (\text{A.34})$$

Hierin ist neben den Querkontraktionen, dem Elastizitätsmodul  $E$  noch der Tangentenmodul  $E_{\text{T}}$  enthalten, der die Steigung der Fließkurve im plastischen Bereich eines bilinearen Stoffgesetzes beschreibt. Eine weitere Hypothese zur Beschreibung der effektiven Querkontraktion ist nach [120, 6] wie folgt gegeben

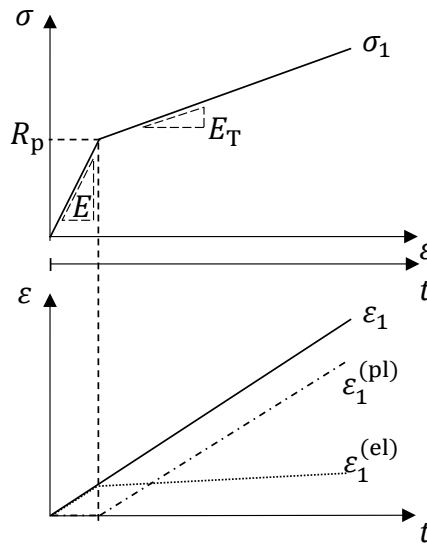
$$\nu' = \frac{\nu_{\text{el}} \varepsilon_{\text{el}} + \nu_{\text{pl}} \varepsilon_{\text{pl}}}{\varepsilon_{\text{ges}}}. \quad (\text{A.35})$$

Die effektive Querkontraktion ändert sich somit mit zunehmender Beanspruchung [121]. Eine Behinderung der Querkontraktion führt zu weiteren Einschränkungen. So lässt sich das Hooke'schen Gesetz für einen biaxialen elastischen Belastungsfall, bei dem die Querdehnung behindert wird, unter der Annahme von isotropen Materialverhalten mit den Gleichungen [117]

$$\sigma_1 = \frac{E(\varepsilon_{\text{el},1} + \nu_{\text{el}} \varepsilon_{\text{el},2})}{1 - \nu_{\text{el}}^2}; \quad \sigma_2 = \frac{E(\varepsilon_{\text{el},2} + \nu_{\text{el}} \varepsilon_{\text{el},1})}{1 - \nu_{\text{el}}^2} \quad (\text{A.36})$$

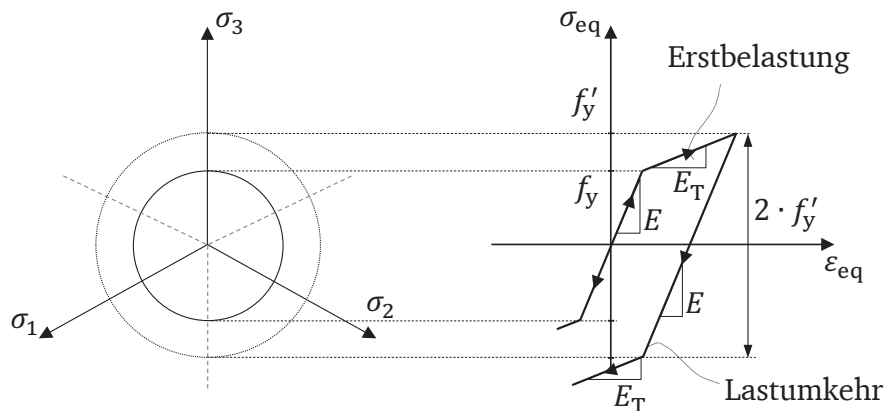
beschreiben. KULAWINSKI [122, 123] nutzt diesen Ansatz, um bei einer zyklisch belasteten Kreuzprobe die Spannungen innerhalb der Messlänge zu ermitteln, ohne Kenntnis vom genau belasteten Prüfquerschnitt der Kreuzprobe zu haben. Dadurch lassen sich auf einfachen Weg die Spannungen anhand einer elastisch-plastischen Kraft-Verformungs-Hysterese ermitteln.

Die beiden genannten Hypothesen zur Beschreibung der effektiven Querkontraktion teilen die Gesamtdehnung in einen elastischen und plastischen Dehnungsbereich auf. Abbildung A.2.3 zeigt diese Aufteilung am Beispiel einer bilinearen Werkstoffbeziehung und veranschaulicht, dass nach Erreichen der Fließbedingung  $R_p$  der Verlauf  $\varepsilon_1^{(\text{el})}$ , der den elastischen Anteil darstellt deutlich abflacht. Die plastische Dehnung dominiert den weiteren Dehnungsverlauf. Nach Überschreiten der Streckgrenze  $R_p$  verfestigt der Werkstoff, was sich im Spannungs-Dehnungs-Diagramm durch ein Abfall der Tangentensteigung ( $E_{\text{T}} < E$ ) in Abbildung A.2.3 bemerkbar macht. Nachfolgend wird diese Verfestigung anhand des sogenannten bilinearen Verfestigungsmodells beschrieben. Zur Beschreibung der Verfestigung existieren zwei wesentlichen Vorstellungen davon: die isotrope und kinematische Verfestigung.



**Abbildung A.2.3** Schematische Darstellung der Dehnungs-Aufteilung in die elastischen und plastischen Dehnungskomponenten bei einer einachsigen Belastung; in Anlehnung an [115]

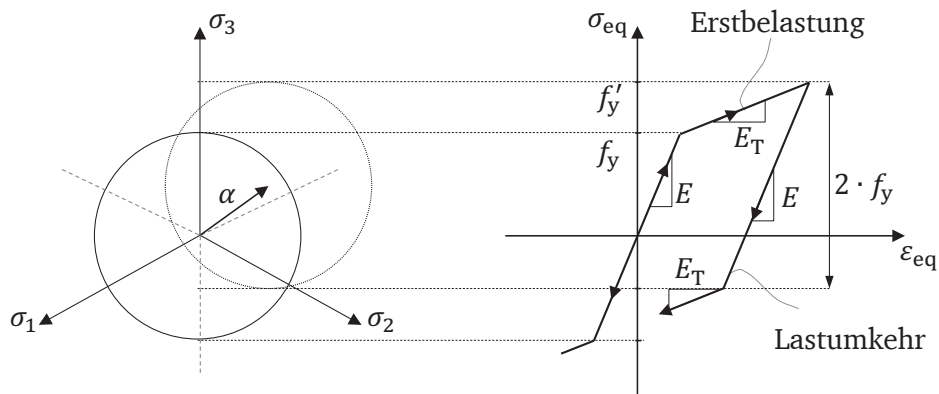
Bei der isotropen Verfestigung (Abbildung A.2.4) kommt es zu einer Vergrößerung des Fließflächenradius und damit zu einer bleibenden Änderung [118] der Fließgrenzfläche. In Abbildung A.2.4 links ist die Kreisvergrößerung dargestellt. Die Aufweitung der Fließgrenzfläche führt anschaulich zur Verfestigung des Werkstoffes. Neben der Aufweitung der Fließgrenzfläche ist in Abbildung A.2.4 rechts für eine mehrachsige Beanspruchung ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm dargestellt. Die Erstbelastung erfolgt linear-elastisch mit dem Elastizitätsmodul  $E$  bis zum Erreichen der Fließgrenzfläche  $f_y$ . Anschließend verfestigt der Werkstoff mit der Steigung  $E_T$ . Eine Entlastung auf eine Spannung von  $\sigma_{eq} = 0$  erfolgt wieder mit der Steigung  $E$ . Bei einer erneuten Belastung, zum Beispiel in entgegengesetzter Richtung durch Lastumkehr, wie es beim Ermüdungsversuch vorkommt, beginnt der Werkstoff erst ab Erreichen der neuen Fließgrenzfläche  $f'_y$  zu plastifizieren.



**Abbildung A.2.4** Schematische Darstellung der isotropen Verfestigung; in Anlehnung an [124].

Bei der kinematischen Verfestigung kommt es zur Mittelpunktverschiebung der Fließgrenzfläche, wodurch die Verfestigung abgebildet wird (Abbildung A.2.5). Diese Mittelpunkt-Verschiebung

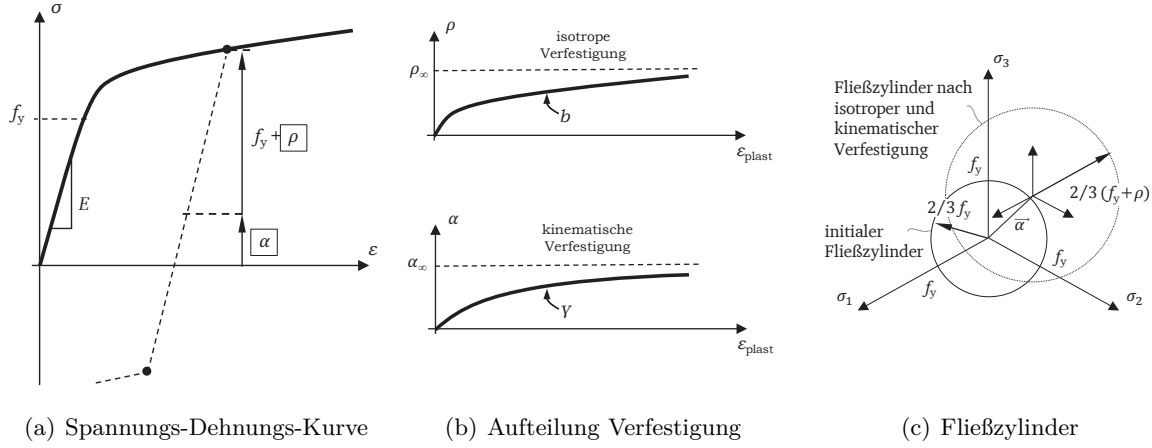
wird durch den Rückspannungstensor  $\alpha$  beschrieben, der den richtungsabhängigen reduzierten Anteil der Spannung darstellt, um den die Fließbedingung korrigiert werden muss. Die Erstbelastung im Spannungs-Dehnungs-Diagramm findet bei der kinematischen Verfestigung analog zur isotropen Verfestigung statt. Die Entlastung erfolgt auch hier rein elastisch, sofern sich der Spannungszustand innerhalb der Fließgrenzfläche befindet. Bei einer Lastumkehr wird die verschobene Fließgrenzfläche deutlich früher erreicht als bei der vergrößerten Fließgrenzfläche bei der isotropen Verfestigung. Der Werkstoff verfestigt hierbei bereits bei  $2 \cdot f_y$  und der Rückspannungstensor wird somit erneut verändert.



**Abbildung A.2.5** Schematische Darstellung der kinematischen Verfestigung; in Anlehnung an [125, 124].

Bei einer zyklischen Ermüdungsbeanspruchung, bei der sich die Belastungsrichtungen (Zug und Druck im einachsigen Versuch) innerhalb eines Zyklus abwechseln, lässt sich mit Hilfe der kinematischen Verfestigung der Bauschinger-Effekt<sup>1</sup>, der experimentell nachgewiesen ist, nachbilden. Die isotrope Verfestigung kann diesen Effekt nicht abbilden, da bei der isotropen Verfestigung die Fließgrenzfläche unabhängig von der Belastungsrichtung ist. Dies zeigt sich in Abbildung A.2.4 in der nach erstmaliger Plastizität und nach Lastumkehr eine erneute Plastizität des Werkstoffs erst wieder bei  $2 \cdot f'_y$  einsetzt. In der Realität kommt es jedoch zu beiden Verfestigungsarten, sodass sowohl die isotrope als auch kinematische Verfestigung einen Anteil am realen Last-Verformungs-Verhalten innerhalb eines Zyklus hat. Abbildung A.2.6 (a) zeigt eine statische Spannungs-Dehnungs-Kurve und ihre Aufteilung in die jeweiligen Verfestigungsanteile (b). Hierbei wird die kinematische Verfestigung durch den Rückspannungstensor  $\alpha$  beschrieben und die isotrope Verfestigung durch die Parameter  $\rho$ .

<sup>1</sup>Der Bauschinger-Effekt beschreibt die Abnahme der Elastizitätsgrenze nach erstmaliger Verformung und Umkehr der Belastungsrichtung.



**Abbildung A.2.6** Identifizierung von Parametern zur Beschreibung des monotonen elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens; in Anlehnung an [110].

Nach [110] lassen sich  $\alpha$  und  $\rho$  in Abhängigkeit von der plastischen Dehnung durch

$$\alpha = \alpha_{\infty} \left[ 1 - e^{-b\varepsilon_{\text{plast}}} \right] \quad \text{und} \quad (\text{A.37})$$

$$\rho = \rho_{\infty} \left[ 1 - e^{-\gamma\varepsilon_{\text{plast}}} \right] \quad (\text{A.38})$$

beschreiben. Für die Parameterbestimmung ist die Identifizierung oder Vorgabe der Fließgrenze zur Ermittlung der plastischen Dehnungen ein wesentlicher Schritt. Die Nutzung einer Dehngrenze, zum Beispiel  $R_{p0,2}$ , ist in der Regel zu ungenau. Daher muss ein Näherungsverfahren gefunden werden, um aus einer experimentellen Datenbasis die Fließgrenze zu ermitteln. Die KTA 3201.2 [2] zeigt eine Möglichkeit auf, über einen extrapolierten Spannungsfaktor, ausgehend von der Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , die Fließgrenze anzunähern.

Analog zu den Abbildungen A.2.4 und A.2.5 ist in Abbildung A.2.6 (c) die schematische Veränderung des Fließzylinders bei kombinierter Verfestigung im Hauptspannungsraum dargestellt. Einerseits verändert sich der Radius des Fließzylinders und andererseits kommt es zu einer Mittelpunktverschiebung.

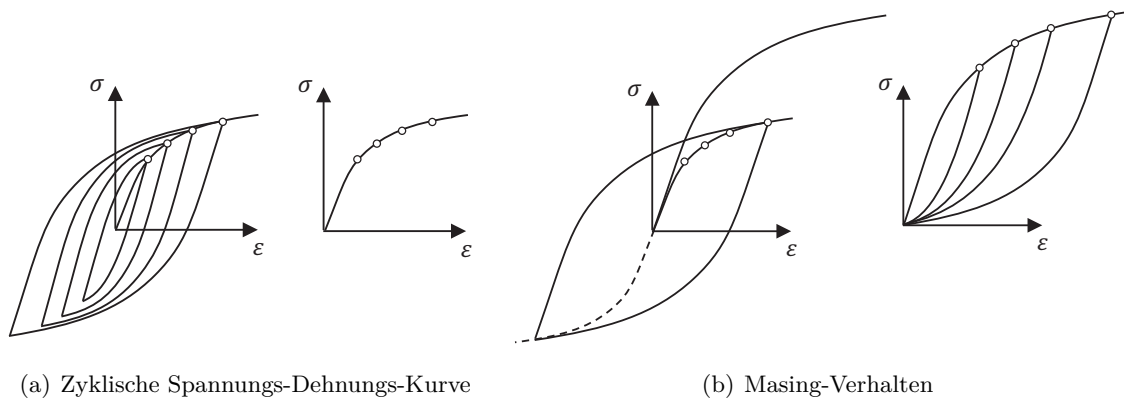
Gleichung (A.37) beschreibt die kinematische Verfestigung nichtlinear und ist auf das Modell von Armstrong und Frederick [126] zurückzuführen. Armstrong und Frederick stellen eine Erweiterung der linearen Verfestigungsregel nach Prager und Ziegler auf, um das kinematische Verfestigungsverhalten mathematisch besser beschreiben zu können. Der Rückspannungstensor  $\alpha$  wird hierbei durch einen asymptotischen Wert  $\alpha_{\infty}$  und einem weiteren Parameter  $\gamma$  zur Beschreibung der Rate beschrieben. Eine Erweiterung des Armstrong-Frederick-Modells stellt das Chaboche-Modell dar, das die noch vorhandenen Approximationsschwächen beseitigt, indem nicht nur ein einzelner Rückspannungstensor nach Gleichung (A.37) aufgestellt wird, sondern gleich mehrere, die anschließend linear superponiert werden. Dadurch lassen sich beliebige Spannungs-Dehnungskurven sehr gut annähern. Die Anpassung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens stellt eine Aufgabe des Modells da. Eine weitere Aufgabe ist die Abbildung des zeitlichen Ratchetingverhaltens, vergleiche Abschnitt A.4, deren Beschreibung zu Varianten und zu Erweiterungen des Chaboche-Modells führen. Da die Abbildung des Ratchetingverhaltens nicht Gegenstand

dieser Arbeit ist, wird an dieser Stelle auf eine ausführliche Zusammenfassung [126] verwiesen, die neben der chronologischen Entwicklung der Material-Modelle auch die mathematischen Beschreibungen dieser Modelle beleuchtet.

Den Verfestigungsanteil, den der Werkstoff durch eine isotrope Verfestigung erfährt, lässt sich experimentell nur durch eine Lastumkehr feststellen, indem die Fließspannungen bei den unterschiedlichen Lastrichtungen miteinander verglichen werden. Bei einer experimentellen Lastumkehr kann bereits von einem Zyklus gesprochen werden. Mit voranschreitender Zykluszahl kommt es zur sogenannten zyklischen Ver- und Entfestigung (siehe Abschnitt 3.1.1) bei dem die Lastspitzenwerte über der gesamten Lebensdauer steigen und/oder sinken. Das zyklische Ver- oder Entfestigungsverhalten von Werkstoffen ist in den meisten Fällen gut durch eine reine isotrope Verfestigung beschreibbar. Dabei steigt oder sinkt mit fortlaufender Zykluszahl der Radius der Fließfläche. Mathematisch lässt sich der isotrope Verfestigungsanteil ebenfalls mit einer nichtlinearen Beschreibung nach Gleichung A.38 annähern, worin  $\rho_\infty$  ein asymptotischen Wert beschreibt und  $\gamma$  die entsprechende Rate.

### A.3. Grundlagen der Werkstoffmodellierung

Werden mehrere Ermüdungsversuche bei zum Beispiel unterschiedlichen Dehnungsschwingweiten durchgeführt, ergeben sich unterschiedliche Hysteresen, siehe Abbildung A.3.1 links.



**Abbildung A.3.1** Ableiten der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve und Ermitteln der Hysteresenschleife nach der Masing-Hypothese; in Anlehnung an [6].

Bei einer zyklischen Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffsverhaltens wird in der Regel, vom stabilisierten Hysteresenzustand<sup>1</sup> ausgehend, eine zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve abgeleitet, bei der die resultierende Spannungsamplitude in Abhängigkeit von der aufgetragenen Dehnungsamplitude für alle Versuche angenähert wird. Eine mathematische Beziehung zur Abbildung dieser Größen wurde von RAMBERG und OSGOOD formuliert (A.39):

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left( \frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}}. \quad (\text{A.39})$$

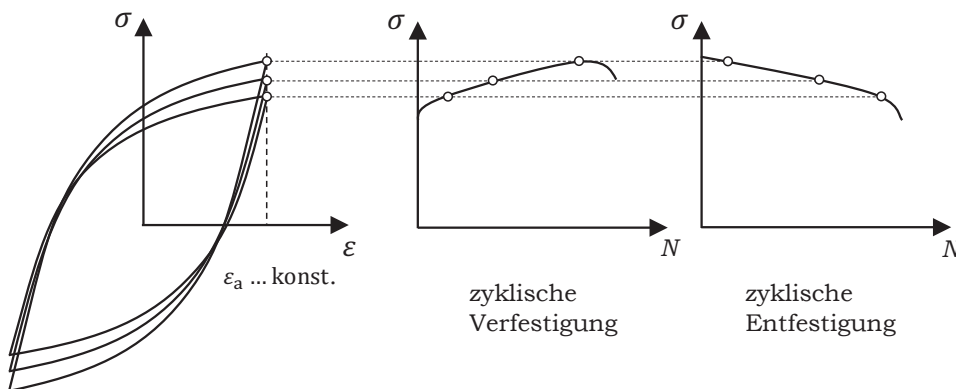
<sup>1</sup>Ein stabilisierter Zustand ist in den meisten Fällen durch das Werkstoffverhalten bei halber Anrisswechselzahl beschreibbar.

Hierin sind  $K'$  und  $n'$  die zu ermittelnden Parameter zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens – Werkstoffverfestigung. Ein wesentlicher Nachteil der Gleichung ist die einseitige Beziehung zwischen Dehnungs- und Spannungsamplitude, die mathematisch nicht ohne Weiteres umgekehrt werden kann. Eine numerisch inverse Variante der Ramberg-Osgood-Beziehung wird in [127] vorgestellt. Weiterhin unterscheidet der Ansatz nicht zwischen isotroper und kinematischer Verfestigung und ist somit als rein phänomenologischer Ansatz zu betrachten.

Lässt sich durch eine Verdoppelung der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve (Gleichung (A.40)) die einzelnen Hysteresenäste im stabilisierten Zustand geometrisch gut annähern, wird vom Masing-Verhalten des Werkstoffes gesprochen (Abbildung A.3.1 rechts). Dabei folgen die einzelnen stabilisierten Hysteresenäste, ausgehend von ihren Lastumkehrpunkten, einem einheitlichen Pfad. Voraussetzung für das Masing-Verhalten ist eine konstante zyklische Ver- oder Entfestigung, die unabhängig von der Beanspruchungshöhe ist.

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2 \cdot \left( \frac{\Delta\sigma}{2 \cdot K} \right)^{\frac{1}{n'}}. \quad (\text{A.40})$$

Neben der isotropen und kinematischen Verfestigung innerhalb eines Zyklus (siehe Abschnitt A.2) kommt es während der gesamten Ermüdungsbeanspruchung gegebenenfalls zu weiteren zyklischen Ver- und/oder Entfestigungsprozessen. Dabei handelt es sich in erster Linie um isotrope Änderungen des Fließzylinders. Bei dehnungskontrollierten Ermüdungsversuchen kommt es bei einer zyklischen Verfestigung mit steigender Schwingenspielzahl zu einem Anstieg der Spannungsamplitude und bei einer zyklischen Entfestigung zum Abfall der Spannungsamplitude, siehe Abbildung A.3.2.



**Abbildung A.3.2** Zyklische Ver- und Entfestigung; in Anlehnung an [5].

Das zyklische Ver- und Entfestigungsverhalten ist werkstoffspezifisch und hängt stark von der Beanspruchung ab. Abhängig von der Beanspruchungshöhe und -geschwindigkeit kann sich ein unterschiedliches Ver- und/oder Entfestigungsverhalten einstellen. Weiterhin ist ein Wechsel von Ver- zur Entfestigung bzw. Ent- zur Verfestigung innerhalb der gesamten Beanspruchungsdauer nichts Ungewöhnliches. Die Beschreibung des zyklischen Ver- und Entfestigungsverhalten muss separat zum Verfestigungsverhalten innerhalb eines einzelnen Belastungszyklus erfasst werden und bedarf eigener Gleichungen zur Beschreibung. Das zyklische Ver- und Entfestigungsverhalten führt zu der Frage, was unter einem stabilisierten Werkstoffverhalten zu verstehen ist wenn eine fortlaufende Änderung stattfindet.

Als weiterer Punkt beim verformungsspezifischen Werkstoffverhalten sei das zyklische Mittelspannungsrelaxieren und das Mitteldehnungskriechen, auch Ratcheting genannt, erwähnt (Abbildung A.3.3). Hierbei tritt Mittelspannungsrelaxieren bei einer dehnungskontrollierten Versuchsanordnung ein und Mitteldehnungskriechen bei einer spannungskontrollierten Versuchsanordnung. Allgemein strebt das Werkstoffverhalten einen stabilisierten Werkstoffzustand an. Dehnungskontrollierte Versuche mit voreingestellter Mittelspannung weisen nach einigen Zyklen keine Mittelspannung mehr auf, Abbildung A.3.3 links. Spannungskontrollierte Versuche streben in der Regel ebenfalls einen festen Mitteldehnungswert an, wobei der größte Ratcheting-Anteil am Anfang auftritt. Neben dem Mitteldehnungskriechen auf einen festen Mitteldehnungswert kann es aber auch zu instabilem Verhalten kommen, das dadurch gekennzeichnet ist, dass die Mitteldehnung kontinuierlich zunimmt.

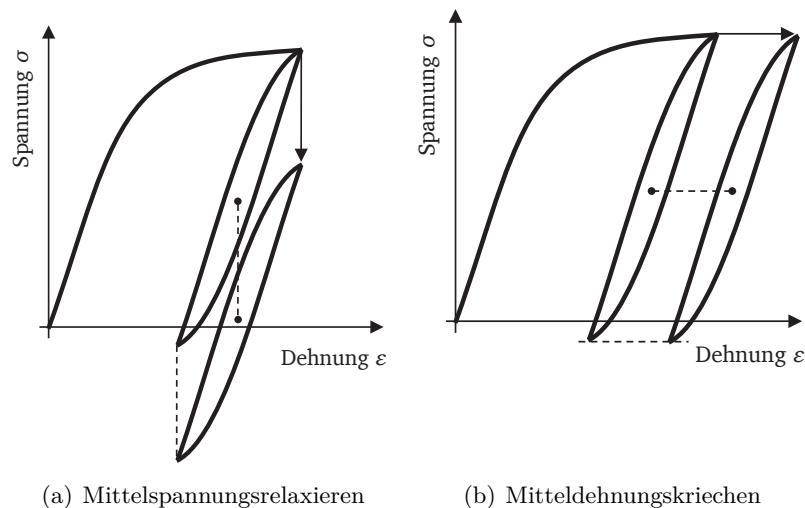


Abbildung A.3.3 Zyklusabhängiges Relaxieren und Kriechen; in Anlehnung an [6].

#### A.4. Grundlagen der Lebensdauerbewertung

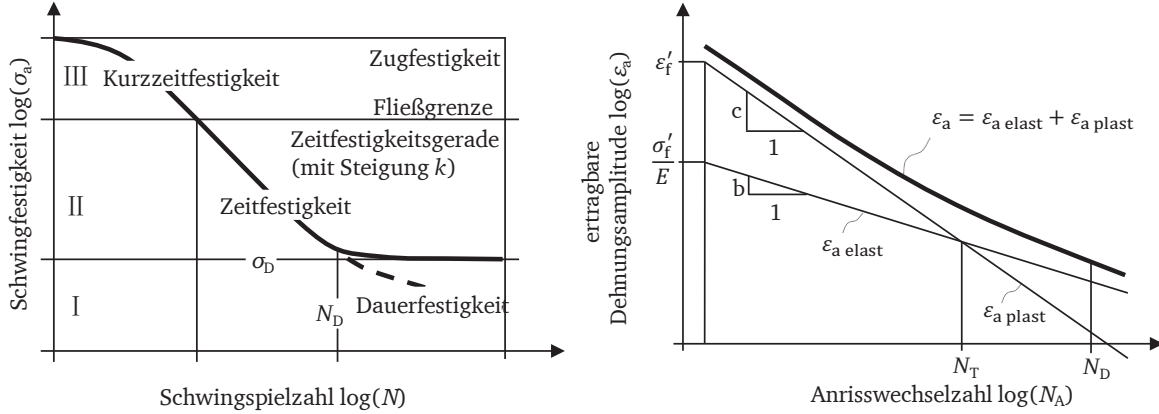
Zur Bewertung der Ermüdungslebensdauer von Bauteilen werden Wöhlerlinien herangezogen, siehe Abschnitt 3.2.1. Die Wöhlerlinie bildet die in Ermüdungsversuchen ermittelten Schwingspielzahlen über die dort aufgetragenen Beanspruchungen, der Schwingfestigkeit ab. Dabei ist die klassische Wöhlerlinie spannungsbasiert und lässt sich entsprechend der aufgetragenen Spannungsamplituden in drei charakteristische Bereiche unterteilen (Abbildung A.4.1 links).

Von Dauerfestigkeit des Werkstoffs ist die Rede, wenn eine schwingende Beanspruchung beliebig oft wiederholt werden kann, ohne zu einem Versagen des Bauteils durch Bruch zu führen. Der horizontale Verlauf der Wöhlerlinie im Dauerfestigkeitsbereich wird häufig kontrovers diskutiert. Einige Werkstoffe zeigen deutlich einen weiteren Abfall der Schwingfestigkeit in diesem Bereich. Etabliert hat sich jedoch die technische Dauerfestigkeit mit der Grenzschningspielzahl<sup>1</sup> von  $N_D$  zwischen  $1 \times 10^6$  und  $1 \times 10^7$  Schningspielen mit der zugehörigen Spannung  $\sigma_D$ . Im Bereich sehr hoher Verformungen (elastisch-plastisches Werkstoffverhalten) liegt der Bereich

<sup>1</sup>In den meisten Fällen wird die Grenzschningspielzahl durch die doppelte Schningspielzahl angegeben, da sich eine Hysterese aus zwei Lastumkehrungen ergibt und somit eine vollständige Hysterese aus zwei Beanspruchungsfolgen besteht. Im Folgenden wird die Hysterese aber als nur eine vollständige Wechselbeanspruchung definiert und entspricht somit nur einem Schningspiel.



der Kurzzeitfestigkeit bis hin zur Zugfestigkeit (einmalige Belastung bis Bruch) des Werkstoffs. Zwischen Kurzzeitfestigkeit und Dauerfestigkeit liegt der Bereich der Zeitfestigkeit, bei der die Lebensdauer durch eine endliche Schwingspielzahl begrenzt ist.



**Abbildung A.4.1** Darstellung einer spannungs- und dehnungsbasierten Wöhlerlinie; in Anlehnung an [6, 5].

Die Zeitfestigkeit ist im Allgemeinen durch eine konstante Steigung  $k$  charakterisiert und die erreichbare Schwingspielzahl

$$N = N_D \cdot \left( \frac{\Delta \sigma_D}{\Delta \sigma} \right)^k \quad (\text{A.41})$$

bestimmt. Neben der Werkstoff-Wöhlerlinie, die die Lebensdauer des Werkstoffs wiedergeben soll, werden in den gängigen Regelwerken Bauteil-Wöhlerlinien in Scharen dargestellt, um weitere Einflüsse auf die Lebensdauer, wie zum Beispiel Bauteilgeometrien, bewerten zu können. Für ein tieferes Verständnis wird an dieser Stelle auf die Grundlagenliteratur [5, 6] und die Regelwerke [3, 2] verwiesen.

Im Folgenden ist nur die grundlegende Werkstoff-Wöhlerlinie von Interesse, die neben dem spannungsbasierten Ansatz auch dehnungsbasiert ermittelt werden kann, Abbildung A.4.1 rechts. In vielerlei Hinsicht entspricht eine lokale Beanspruchung, sei es eine Beanspruchung in einer Kerbe oder eine zusätzliche Temperaturbeanspruchung, einer verformungskontrollierten Beanspruchung, weswegen sie auch durch entsprechende Versuche abgebildet werden sollten. Ein weiterer Vorteil dehnungsbasierter Versuche besteht im schnellen Abbau von Mittelspannungen durch Relaxieren. Neben der Beanspruchungshöhe, in diesem Fall der Dehnungsamplitude und der Beanspruchungsgeschwindigkeit, haben Mitteldehnungen und -spannungen den größten Einfluss auf die Lebensdauer des Werkstoffs. Zur Beschreibung einer dehnungsbasierten Wöhlerlinie im niederzyklischen Bereich<sup>1</sup> (LCF – low cycle fatigue) wird die stabilisierte, elastisch-plastische Spannungs-Dehnungs-Hysteresis in ihren elastischen und plastischen Dehnungsanteil zerlegt, siehe Gleichung (3.1). Die jeweiligen Dehnungsanteile lassen sich in guter Näherung im doppelt-logarithmischen Raum durch eine Gerade und somit durch einen exponentiellen Ansatz beschreiben. MANSON und COFFIN beschreiben die Lebensdauer ausschließlich mit Hilfe der plastischen Dehnungsamplitude. Später ist der Ansatz durch die Beschreibung der elastischen Dehnungsamplitude erweitert worden. Die erweiterte Manson-Coffin-Basquin-Gleichung

<sup>1</sup>Innerhalb der spannungsbasierten Wöhlerlinie entspricht der niederzyklische Bereich der Kurzzeitfestigkeit.

ist gegeben durch

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (N_A)^b + \varepsilon_f' \cdot (N_A)^c. \quad (\text{A.42})$$

Hierin sind  $\sigma_f'$  der Ermüdungsfestigkeitskoeffizient,  $b$  die Ermüdungsfestigkeit zur Beschreibung des elastischen Dehnungsanteils,  $\varepsilon_f'$  der Ermüdungsduktilitätskoeffizient und  $c$  die Ermüdungsduktilität zur Beschreibung des plastischen Dehnungsanteils. Der elastische Term der Dehnungs-Wöhlerlinie kann noch um den Einfluss der Mittelspannung  $\sigma_m$  erweitert werden.

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f' - \sigma_m}{E} \cdot (N_A)^b + \varepsilon_f' \cdot (N_A)^c \quad (\text{A.43})$$

Dem klassischen Manson-Coffin-Baquin-Ansatz A.42 steht im KTA-Regelwerk ein phänomenologischer Ansatz zur Beschreibung der Lebensdauer gegenüber. Der sogenannte drei Parameter-Ansatz nach LANGER

$$\log(N) = a - b \cdot \log(\varepsilon_a - c), \quad (\text{A.44})$$

$$\varepsilon_a = c + e^{\left(\frac{a - \log(N)}{b}\right)}, \quad \varepsilon_a \text{ in } \% \quad (\text{A.45})$$

lässt sich einfacher handhaben und ermöglicht die direkte Beschreibung der Anrisswechselzahl  $N_A$  in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude  $\varepsilon_a$ . Hierin sind  $a$ ,  $b$  und  $c$  werkstoffabhängig Materialparameter. Neben der Beschreibung der werkstoffseitigen Mittelwertkurve sind innerhalb des KTA-Regelwerks weitere Kurven zur Bauteilauslegung hinterlegt. Dazu wird die Mittelwertkurve um Abschlagsfaktoren verschoben, die bereits Einflüsse wie Streuung der Eingangsdaten, Oberflächenbeschaffenheit, Größeneinfluss und Belastungsreihenfolge berücksichtigen. Zur genauen Ausführung der Abschlagsfaktoren und Spannungsbeiwerte sei auf das KTA-Regelwerk [2] verwiesen.

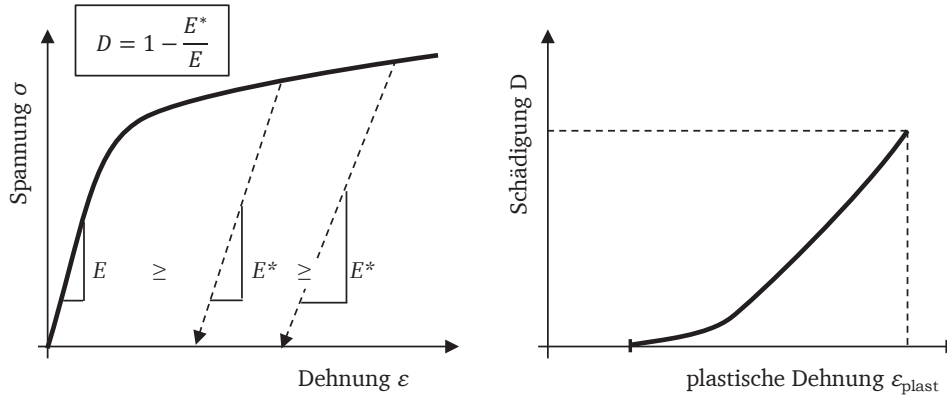
## A.5. Grundlagen der Schädigungsbewertung

Um den Einfluss einer Mittelspannung oder Mitteldehnung mit zu berücksichtigen, wird neben der direkten Einbindung der Mittelspannung wie in Gleichung (A.43), in vielen Fällen ein Schädigungsparameter benutzt, der versucht, das Beanspruchungskollektiv physikalisch begründet zu beschreiben. Ein weit verbreiteter Schädigungsparameter ist der SMITH, WATSON und TOPPER Parameter  $P_{\text{SWT}}$

$$P_{\text{SWT}} = \sqrt{\sigma_O \cdot \varepsilon_a \cdot E}, \quad (\text{A.46})$$

der den Einfluss der Mittelspannung  $\sigma_m$  über die Oberspannung  $\sigma_O$  mit einbringt. Der Elastizitätsmodul  $E$  geht in Gleichung (A.46) als konstanter Wert ein und hat keinen Einfluss auf die Schädigung. Aufbauend auf den Schädigungsparameter lassen sich Schädigungs-Wöhlerlinien ableiten, die an dieser Stelle nur erwähnt bleiben. Neben dem Parameter  $P_{\text{SWT}}$  gibt es weiterhin eine Vielzahl an weiteren Schädigungsparametern, die an dieser Stelle ebenfalls nicht weiter beschrieben werden. Für ein tieferes Verständnis sei auf die Fachliteratur hingewiesen [6, 5, 107, 108, 109, 110].

LEMAITRE beschreibt die Schädigung von Bauteilen als eine direkt messbare Größe. So verursacht bei ihm die Schädigung zum Beispiel einen Abfall in der Werkstoffsteifigkeit, der anhand der Abnahme des Elastizitätsmoduls  $E$  zu  $E^*$  gemessen werden kann. Abbildung A.5.1 zeigt hierzu schematisch die Evolution der Schädigung  $D$  anhand einer statischen Spannungs-Dehnungs-Kurve. Eine äquivalente Abnahme der Steifigkeit soll auch bei zyklischen Ermüdungsversuchen stattfinden und auch durch Ver- und Entfestigungsprozesse detektierbar sein.



**Abbildung A.5.1** Zunehmende Schädigung durch Abnahme des Elastizitätsmoduls; in Anlehnung an [110].

Die Schädigung lässt sich anhand des Steifigkeitsabfalls als eine Funktion des Elastizitätsmoduls beschreiben

$$D = 1 - \frac{E^*}{E}. \quad (\text{A.47})$$

Wobei dies nur eine Variante zur Beschreibung der Schädigungsevolution ist. Weitere Möglichkeiten zur Beschreibung und zur messtechnischen Erfassung der Schädigung finden sich in [107, 108, 109, 110].

## Abbildungsverzeichnis

3.1.1.	Darstellung des elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs bei zyklischer Dehnwechselbeanspruchung und Definition einzelner Messgrößen. . . . .	8
3.2.1.	Schematische Darstellung einer mehrlagigen Stumpfnah. . . . .	10
3.2.2.	Schematische Darstellung einer resultierenden Beanspruchung, aufgrund überlagerter Spannungen entlang einer Schweißnaht. . . . .	11
3.4.1.	Prinzip der Facettenverformung (a), Prinzip der Triangulation (b) und Zerlegung der Deformation in Rotation und Streckung (c). . . . .	20
4.2.1.	Allgemeines Vorgehen zur Bewertung homogener Werkstoffproben. . . . .	29
4.2.2.	Allgemeines Vorgehen zur lokalen Bewertung von geschweißten Proben. . . . .	30
5.1.1.	Untersuchte Schweißverbindung im Querschliff mit detaillierter Ansicht der einzelnen Werkstoffbereiche. . . . .	31
5.2.1.	Aufteilung und Abmessungen des geschweißten Halbzeugs in verschiedene Probentypen. . . . .	33
5.3.1.	Übersicht über die verwendeten standardisierten LCF-Rundproben. . . . .	33
5.3.2.	Übersicht über die verwendeten Rohrsegmentproben. . . . .	34
5.4.1.	Ergebnis der Härtemessungen (HV 30) an den homogenen Werkstoffproben und Konturplot der Mikrohärt (HV 0,5) entlang der unbearbeiteten Schweißnaht am Rohr 1. . . . .	36
5.4.2.	Konturplots der Mikrohärt (HV 0,5) entlang der Schweißnähte von Rohr 2 bis 4. . . . .	37
5.4.3.	Überlagerung der Mikrohärt-Konturplots (HV 0,5) aller geschweißten Rohre und daraus abgeleitete maximale prozentuale Abweichung. . . . .	38
5.4.4.	Konturplots der Mikrohärt (HV 0,5) entlang einer ermüdungsbeanspruchten Schweißnaht. . . . .	39
5.4.5.	Untersuchungen unterschiedlicher Schweißnahtbereiche auf Sigma-Phasen. . . . .	39
5.4.6.	Konturplots der Mikrohärt (HV 0,5) nach dem Lösungsglühen (1060 °C/1h) der Schweißnaht. . . . .	40
5.5.1.	Versuchsaufbau für zyklische einachsige Dehnwechselversuche an Rohrsegmentproben mit dem optischen Messsystem. . . . .	41
5.5.2.	Allgemeine Auswertegrößen einer Spannungs-Dehnungs-Hysteres und Bestimmung des zyklischen Elastizitätsmoduls. . . . .	42
5.6.1.	Verläufe der Spannungsamplituden über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	44
5.6.2.	Steigungen der Spannungsamplituden über den geregelten Dehnungsschwingweiten aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	45
5.6.3.	Verläufe der Dehnungsschwingweiten und plastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	46
5.6.4.	Verläufe der plastischen Dehnungsanteile bestimmt mit Hilfe des Elastizitätsmoduls und Gegenüberstellung der unterschiedlich ermittelten plastischen Dehnungsanteile im 45 °-Schaubild. . . . .	47
5.6.5.	Verläufe der elastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff und elastische und plastische Dehnungsanteile über den geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl. . . . .	48

5.6.6.	Steigungsanteile und Ordinatenabschnitte der elastischen und plastischen Dehnungsanteile über die gesamte Lebensdauer aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	49
5.6.7.	Verläufe aller Elastizitätsmoduln über der Lastwechselzahl, bestimmt aus der Steigung einer Best-Fit-Geraden und berechnet aus Spannung und elastischer Dehnung aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	50
5.6.8.	Elastizitätsmoduln aus Best-Fit-Geraden (links) und Berechnung (rechts) über den geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	51
5.6.9.	Gegenüberstellung der unterschiedlich ermittelten Elastizitätsmoduln im 45°-Schaubild, links über die gesamte Laufzeit der Versuche und rechts bei $N = 0,5N_A$ . . . . .	51
5.6.10.	Steigungen und Ordinatenabschnitte der Elastizitätsmoduln über die gesamte Lebensdauer aller Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	52
5.6.11.	Vergleiche zwischen den experimentell ermittelten Spannungsamplituden und den berechneten Spannungsamplituden über der Lastwechselzahl am Rohrwerkstoff. . . . .	53
5.6.12.	Gegenüberstellung der experimentellen Spannungsamplitude mit der Anpassung aus den jeweiligen Dehnungsanteilen am Grundwerkstoff. . . . .	54
5.6.13.	Ramberg-Osgood (R-O) Anpassung aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff bei der Erstbelastung und bei halber Anrisswechselzahl. . . . .	54
5.6.14.	Ramberg-Osgood Koeffizienten $K'$ und $n'$ über den geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl aller durchgeführten Versuche am Grundwerkstoff. . . . .	55
5.6.15.	Neu ermittelter Ramberg-Osgood Koeffizient $n'$ über alle geregelten Dehnungsschwingweiten und Ramberg-Osgood-Anpassung ausgewählter Hysteresen bei halber Anrisswechselzahl mit konstantem $K'$ am Grundwerkstoff. . . . .	56
5.6.16.	Hysteresen in den Kraft-Null-Punkt des aufsteigenden Hysteresenastes verschoben (links) und Spannung über der plastischen Dehnung bei halber Anrisswechselzahl (rechts). . . . .	57
5.6.17.	Beschreibung der Lebensdauer anhand von Dehnungswöhlerlinien nach Langer (KTA-Richtlinie) links und Manson-Coffin-Basquin rechts am Grundwerkstoff. . . . .	58
5.6.18.	Verläufe der Spannungsamplituden und der elastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff. . . . .	59
5.6.19.	Verläufe der Dehnungsschwingweiten und plastischen Dehnungsanteilen über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff. . . . .	59
5.6.20.	Elastische und plastische Dehnungsanteile des Schweißzusatzwerkstoffs und Grundwerkstoffs über den geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl. . . . .	60
5.6.21.	Verläufe der Elastizitätsmoduln über der Lastwechselzahl, bestimmt aus der Steigung einer Best-Fit-Geraden und berechnet aus Spannung und elastischer Dehnung aller durchgeführten Versuche am Schweißzusatzwerkstoff im Vergleich zu den Verläufen des Grundwerkstoff. . . . .	60

5.6.22. Elastizitätsmoduln über die geregelten Dehnungsschwingweiten bei halber Anrisswechselzahl und Vergleich zwischen den experimentell ermittelten Spannungsamplituden und den berechneten Spannungsamplituden über der Lastwechselzahl am Schweißzusatzwerkstoff. . . . .	61
5.6.23. Ramberg-Osgood Anpassung aller Versuche am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff bei der Erstbelastung und bei halber Anrisswechselzahl. . . . .	62
5.6.24. Lebensdauerbewertung mit Hilfe einer dehnungsbasierten und spannungsbasierten Wöhlerlinien und Gegenüberstellung mit den Versuchen am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff. . . . .	63
5.6.25. Lebensdauerbewertung mit Hilfe energiebasierter Ansätze am Schweißzusatzwerkstoff und Grundwerkstoff. . . . .	63
5.7.1. Lebensdauerbewertung mit Hilfe einer dehnungsbasierten und energiebasierten Wöhlerlinie an geschweißten Proben mit idealisiertem Probenquerschnitt. . . . .	65
5.7.2. Verläufe der Nennspannungsamplituden und der geregelten Dehnungsschwingweite über der Lastwechselzahl der durchgeführten Versuche an geschweißten Proben mit idealisiertem Probenquerschnitt. . . . .	66
5.7.3. Verläufe der elastischen und plastischen Dehnungsanteile über der Lastwechselzahl der durchgeführten Versuche an geschweißten Proben mit idealisiertem Probenquerschnitt. . . . .	66
5.7.4. Lebensdauerprognose mit Hilfe der dehnungsbasierten Mittelwertkurve nach Langer. . . . .	67
5.7.5. Schematische Darstellung zur Lebensdauerprognose der bauteilnahen Versuche. . . . .	68
5.7.6. Nennspannungsamplitude der geschweißten Proben im Vergleich zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs und Schweißgutes, und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose der geschweißten Proben. . . . .	68
5.7.7. Lebensdauerbewertung mit Hilfe einer dehnungsbasierten Wöhlerlinie an Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteter Schweißnaht. . . . .	70
5.7.8. Verläufe der Nennspannungsamplituden und der geregelten Dehnungsschwingweiten über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche an Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteter Schweißnaht. . . . .	70
5.7.9. Maximale Nennspannungsamplituden der nachbearbeiteten Rohrsegmentproben über der geregelten Dehnungsschwingweite im Vergleich zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs und Schweißgutes, und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose dieser Proben. . . . .	71
5.7.10. Lebensdauerbewertung mit Hilfe der dehnungsbasierten Wöhlerlinie nach Langer an Rohrsegmentproben mit unbearbeiteter Schweißnaht. . . . .	72
5.7.11. Verläufe der Nennspannungsamplituden und der geregelten Dehnungsschwingweite über der Lastwechselzahl aller durchgeführten Versuche an Rohrsegmentproben mit unbearbeiteter Schweißnaht. . . . .	73
5.7.12. Maximale Nennspannungsamplituden über der Dehnung der unbearbeiteten Rohrsegmentproben im Vergleich zur zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve des Grundwerkstoffs und Schweißgutes, und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose dieser Proben. . . . .	73
5.7.13. Elastische und plastische Dehnungsanteile der Hysteresen über der Dehnungsschwingweite bei halber Anrisswechselzahl der unbearbeiteten Rohrsegmentproben. . . . .	74

6.1.1.	Ermittlung der lokalen plastischen Dehnungsschwingweiten. . . . .	76
6.2.1.	Lokales Werkstoffverhalten bei der Annahme einer konstanten Spannung. . . . .	78
6.2.2.	Ableiten von Spannungs-Dehnungs-Kurven an einer trapezförmigen Probe mit variierendem Querschnitt. . . . .	79
6.2.3.	Ableiten von Spannungs-Dehnungs-Kurven an einer quadratischen Probe mit inhomogener Werkstoffverteilung. . . . .	80
6.2.4.	Anwendung des Konzepts auf eine Probe mit geometrischer Kerbe. . . . .	81
6.2.5.	Auftreten eines mehrachsigen Spannungszustandes entlang einer geometrischen Kerbe [1], Auswirkung der Mehrachsigkeit auf die Fließbedingung [2] und lokale Spannungsverteilung in der plastischen Zone.[3]. . . . .	82
7.1.1.	Schematische Darstellung der Arbeitsabläufe zur Bewertung der lokalen Werkstoffeigenschaften. . . . .	86
7.2.1.	Darstellung der Prüfzone einer homogenen Grundwerkstoffsprobe mit optischem Auswertebereich [1], Best-Fit-Zylinder über den Auswertebereich [2] und Abweichung der Auswertefläche vom Best-Fit-Zylinder für beide Grundwerkstoffsproben [3] und [4]. . . . .	87
7.2.2.	Konturplots der Längsdehnungen einer homogenen Grundwerkstoffsprobe bei verschiedenen Stufen der zyklischen Erstbelastung. . . . .	88
7.2.3.	Darstellung aller lokalen Dehnungs- und Dehnratenverläufe bei der Erstbelastung der homogenen Grundwerkstoffsprobe aRKRTd13. . . . .	89
7.2.4.	Normierte Konturplots der Längsdehnungsanteile, der ermittelten Steifigkeit und der berechneten Spannungsschwingweite der Grundwerkstoffsprobe aRKRTd13 bei Zyklus 10. . . . .	90
7.2.5.	Normierte Konturplots der Längsdehnungsanteile, der ermittelten Steifigkeit und der berechneten Spannungsschwingweite der Grundwerkstoffsprobe aRKRTd13 bei Zyklus 4680. . . . .	91
7.2.6.	Darstellung des Best-Fit-Zylinders über den Auswertebereich und resultierende Abweichung der Auswertefläche vom Best-Fit-Zylinder [1] sowie Abbildung der Anrisslage entlang der Extensometerspitzen [2] und Konturplot der auftretenden Mitteldehnungen bei halber Anrisswechselzahl [3]. . . . .	92
7.2.7.	Normierte Konturplots der Längsdehnungsanteile und der Steifigkeit der homogenen Grundwerkstoffsprobe aRKRTd12 bei Zyklus 10. . . . .	93
7.2.8.	Anrisslage entlang der homogenen Grundwerkstoffsprobe aRKRTd12. . . . .	94
7.2.9.	Elastische und plastische Dehnungsanteile aller lokalen Hysteresen über der Dehnungsschwingweite beider homogener Grundwerkstoffsproben im Vergleich zu allen globalen Versuchsergebnissen am Grundwerkstoff aus Abschnitt 5.6. . . . .	95
7.2.10.	Längs- und Querdehnungsverläufe der homogenen Grundwerkstoffsprobe aRKRTd13 bei der Erstbelastung und normierte Konturplots der Querkontraktionsanteile derselben Probe bei Zyklus 10. . . . .	95
7.3.1.	Konturplots der ersten Hauptdehnungen einer inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei verschiedenen Stufen der zyklischen Erstbelastung. . . . .	98
7.3.2.	Normierte Konturplots der ersten Hauptdehnungsanteile und der Steifigkeit der inhomogenen Rohrsegmentprobe 4aRJRTd03 mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	99



7.3.3.	Normierte Konturplots der Hauptdehnungsanteile und der Steifigkeit entlang der zweiten Hauptdehnung und Vergleichsdehnung der inhomogenen Rohrsegmentprobe 4aRJRTd03 mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	101
7.3.4.	Darstellung der lokal untersuchten Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt und Darstellung ihrer Maximal- und Minimaldehnungen bei Zyklus 10. . .	102
7.3.5.	Normierte Konturplots der ersten Hauptdehnungsanteile aller inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	102
7.3.6.	Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile, der lokalen Steifigkeiten und der Mitteldehnungen aller inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	103
7.3.7.	Konturplots der lokalen Dehnraten im linear elastischen Bereich aller inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt jeweils im zug- und druckbeanspruchten Bereich des zehnten Zyklus unterteilt. . . . .	104
7.3.8.	Exemplarische Gegenüberstellung der lokalen Steifigkeiten mit dem mikrostrukturellen Verlauf einer Schweißnaht und Verteilung der lokalen Verzerrungsschwingweiten für alle inhomogenen Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	104
7.3.9.	Normierte Konturplots der abgeleiteten Fließspannung und -dehnung für alle inhomogenen Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10 und exemplarische Gegenüberstellung der Fließspannung mit der lokalen Härteverteilung.	105
7.3.10.	Konturplots der lokalen Dehnraten im plastischen Bereich und Anteil des elastischen Dehnungsanteils an der Gesamtdehnung aller inhomogenen Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt. . . . .	106
7.3.11.	Normierte Konturplots der ersten Hauptdehnungsanteile aller lösungsgeglühten Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	107
7.3.12.	Normierte Konturplots der abgeleiteten Fließspannung und -dehnung für alle lösungsgeglühten Rohrsegmentproben mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10 und exemplarische Gegenüberstellung der Fließspannung mit der lokalen Härteverteilung. . . . .	108
7.3.13.	Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile, der lokalen Steifigkeiten und der lokalen Verzerrungen aller lösungsgeglühten Rohrsegmentprobe mit idealisiertem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	109
7.3.14.	Vergleich zwischen globaler und lokaler Dehnungsanteile und Einordnung der lokal bestimmten Steifigkeiten exemplarisch für die dehnungsgeregelten Probe 4aRJRTd03 mit idealisiertem Querschnitt. . . . .	109
7.3.15.	Vergleich zwischen globaler und lokaler Dehnungsamplitude und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose für alle lokal untersuchten Proben mit idealisiertem Querschnitt. . . . .	112
7.3.16.	Gegenüberstellung der Anrisslage und Bruchflächen mit ausgewählten Konturplots bei Zyklus 10 der kraftgeregelten Probe 4aRJRTd01 mit idealisiertem Querschnitt zur frühzeitigen Erkennung von inneren Fehlern. . . . .	113
7.3.17.	3D-Oberflächenscan der Prüfzone einer nachbearbeiteten Rohrsegmentprobe mit Fitting-Ebene im überschliffenen Bereich [1], abgeleiteter Flächenvergleich [2] und Ansichten der Flächenvergleiche beider nachbearbeiteten Flächen [3] und [4]. . . .	115

7.3.18.	Darstellung der drei lokal untersuchten Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteten Schweißnähten und Darstellung ihrer gesamten Dehnungsschwingweite der erste Hauptdehnung bei Zyklus 10. . . . .	116
7.3.19.	Darstellung der lokal untersuchten lösungsgeglühten Rohrsegmentproben mit nachbearbeiteten Schweißnähten und Darstellung ihrer gesamten Dehnungsschwingweite der erste Hauptdehnung bei Zyklus 10 sowie die Bruchflächen der Probe 3aR-JRTd15. . . . .	116
7.3.20.	Vergleich zwischen globaler und lokaler Dehnungsamplitude und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose für alle lokal untersuchten Proben mit nachbearbeitetem Querschnitt. . . . .	117
7.3.21.	Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile und der lokalen Steifigkeiten der Rohrsegmentprobe mit nachbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	118
7.3.22.	Vergleich zwischen den lokal ermittelten Steifigkeiten einer idealisierten und einer nachbearbeiteten Probe (links), Gegenüberstellung der Steifigkeitsverteilung im Grundwerkstoff beider Proben (mitte) und abgeleitete Spannungsverteilung entlang der nachbearbeiteten Probe (rechts). . . . .	119
7.3.23.	Normierte Konturplots der elastischen Querkontraktionszahl und der Dehnungsschwingweite des Verzerrungswinkels der Rohrsegmentprobe mit nachbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	121
7.3.24.	3D-Oberflächenscan der Prüfzone einer unbearbeiteten Rohrsegmentprobe mit Fitting-Ebenen im Decklagen- und Wurzelbereich der Schweißverbindung [1], abgeleiteter Flächenvergleich [2] und Ansichten der Flächenvergleiche beider nachbearbeiteten Flächen [3] und [4]. . . . .	123
7.3.25.	Darstellung aller lokal untersuchten Rohrsegmentproben mit unbearbeiteten Schweißnähten und Darstellung ihrer gesamten Dehnungsschwingweite der erste Hauptdehnung bei Zyklus 10. . . . .	123
7.3.26.	Vergleich zwischen den lokal ermittelten Dehnungsschwingweiten in den Zyklen 10 und 700 (links) und Darstellung der plastischen Zone entlang der scharfen Kerbe einer Schweißverbindung sowie Ableitung und Extrapolieren von Dehnungsgradienten bis zum Rand der Probe (rechts). . . . .	124
7.3.27.	Vergleich zwischen globaler, lokaler und extrapolierte Dehnungsamplitude und daraus abgeleitete Lebensdauerprognose für alle lokal untersuchten Proben mit unbearbeitetem Querschnitt. . . . .	125
7.3.28.	Normierte Konturplots der elastischen Hauptdehnungsanteile und der lokalen Steifigkeiten der Rohrsegmentprobe mit unbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10. . . . .	126
7.3.29.	Wiederholte Darstellung des schematischen Kerbeeinflusses [1] und normierte Konturplots der gesamten Querkontraktionszahl der Rohrsegmentproben mit unbearbeitetem Querschnitt bei Zyklus 10 [2]. . . . .	127
A.1.1.	Darstellung des linear-elastischen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs im einachsigen Beanspruchungsfall. . . . .	134
A.1.2.	Vergleich zwischen technischer und wahrer Dehnung . . . . .	135
A.1.3.	Anschauliche Darstellung einer Belastung in Normalenrichtung (links) und einer Belastung die zur einer Verzerrung führt (rechts) . . . . .	136

A.1.4.	Beispielhafte Darstellung der Überführung von Komponentendehnungen in die dazugehörigen Hauptdehnungen durch Transformation in verschiedene Koordinatensysteme. Alle drei Darstellungen zeigen die gleiche Verformung. . . . .	139
A.1.5.	Darstellung des Mohr'schen Spannungs- und Dehnungskreises bei einachsiger Belastung. . . . .	140
A.1.6.	Darstellung der Mohr'schen Spannungs- und Dehnungskreise bei einheitlicher zweiachsiger Belastung. . . . .	140
A.2.1.	Spannungs-Dehnungs-Kurven mit unterschiedlichen modellhaften Verfestigungsverhalten. . . . .	141
A.2.2.	Darstellung des deviatorischen Spannungsraums im Hauptspannungssystem und Darstellung von Fließgrenzflächen in der Draufsicht . . . . .	143
A.2.3.	Schematische Darstellung der Dehnungs-Aufteilung in die elastischen und plastischen Dehnungskomponenten bei einer einachsigen Belastung. . . . .	146
A.2.4.	Schematische Darstellung der isotropen Verfestigung . . . . .	146
A.2.5.	Schematische Darstellung der kinematischen Verfestigung . . . . .	147
A.2.6.	Identifizierung von Parametern zur Beschreibung des monotonen elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens. . . . .	148
A.3.1.	Ableiten der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve und Ermitteln der Hysteresenschleife nach der Masing-Hypothese. . . . .	149
A.3.2.	Zyklische Ver- und Entfestigung. . . . .	150
A.3.3.	Zyklenabhängiges Relaxieren und Kriechen. . . . .	151
A.4.1.	Darstellung einer spannungs- und dehnungsbasierten Wöhlerlinie. . . . .	152
A.5.1.	Zunehmende Schädigung durch Abnahme des Elastizitätsmoduls. . . . .	154

## Tabellenverzeichnis

1.	Chemische Zusammensetzung in mas.-% des untersuchten Grundwerkstoffs und des artverwandten Schweißzusatzwerkstoffs. . . . .	35
2.	Mechanische Eigenschaften des untersuchten Grundwerkstoffs und des artverwandten Schweißzusatzwerkstoff. . . . .	35
3.	Übersicht der dehnungsgeregelten Werkstoffversuche bei Raumtemperatur. . . . .	43
4.	Übersicht über die magnetischen Eigenschaften zyklisch geprüfter Proben. . . . .	45
5.	Entnahmeübersicht der bauteilnahen Probentypen. . . . .	64
6.	Übersicht der Proben die mit optischer Messmethodik begleitet werden. . . . .	85
7.	Aufteilung und Auflösung der selektierten Auswertebereiche im Prüfbereich der idealisierten Proben. . . . .	98
8.	Aufteilung und Auflösung der selektierten Auswertebereiche im Prüfbereich der nachbearbeiteten Proben. . . . .	114
9.	Aufteilung und Auflösung der selektierten Auswertebereiche im Prüfbereich der unbearbeiteten Proben. . . . .	122

## Literatur

- [1] RENNERT, Roland: *Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile: Aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen*. 6., überarb. Ausg. Frankfurt, M. : VDMA-Verl., 2012 (FKM-Richtlinie). – ISBN 3816306055
- [2] KERntechnischer Ausschuss: *Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 2: Auslegung, Konstruktion und Berechnung*. [http://www.kta-gs.de/d/regeln/3200/3201\\_2\\_r\\_2013\\_11.pdf](http://www.kta-gs.de/d/regeln/3200/3201_2_r_2013_11.pdf). Version: November 2013
- [3] HOBACHER, A. F.: *Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components*. 2nd ed. 2016. Cham : Springer International Publishing, 2016 (IIW Collection). – ISBN 978-3-319-23757-2
- [4] RADAJ, Dieter ; SONSINO, Cetin M.: *Fachbuchreihe Schweisstechnik*. Bd. 142: *Ermüdungsfestigkeit von Schweissverbindungen nach lokalen Konzepten*. Duesseldorf : Verlag fuer Schweissen und verwandte Verfahren, DVS-Verlag, 2000. – ISBN 978-3-87155-191-8
- [5] HAIBACH, Erwin: *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. Berlin : Springer, 2006 (VDI-Buch). – ISBN 3-540-29363-9
- [6] RADAJ, Dieter ; VORMWALD, Michael: *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*. 3., neubearb. und erw. Aufl. Berlin and Heidelberg : Springer, 2007. – ISBN 978-3-540-71458-3
- [7] GREULING, Steffen ; SEEGER, Timm: Konzepte zur Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit von Feinblechschweißnähten. In: *Materials Testing* 49 (2007), Nr. 4, S. 157–169. <http://dx.doi.org/10.3139/120.100804>. – DOI 10.3139/120.100804. – ISSN 0025-5300
- [8] LANG, Eliane ; RUDOLPH, Jürgen ; BEIER, Heinz T. ; VORMWALD, Michael: Development of a Model for Low-Cycle Fatigue Assessment of 347 SS Butt-Welded Joints. In: *ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference*, Sunday 14 July 2013, S. V003T03A042
- [9] LANGSCHWAGER, K. ; BOSCH, A. ; LANG, E. ; VORMWALD, M. ; SCHOLZ, A. ; BEIER, H. T. ; OECHSNER, M.: *Schlussbericht: Ermüdungsnachweis für unbearbeitete und nachbearbeitete Schweißverbindungen einschließlich thermozyklische, elastisch-plastische Beanspruchungen*. Germany : TU Darmstadt: Institut für Werkstoffkunde (IfW) and Fachgebiet Werkstoffmechanik (iFSW), 2014. – IGF-Vorhaben-Nr. 17457 N
- [10] MERKEL, Manfred ; THOMAS, Karl-Heinz: *Taschenbuch der Werkstoffe: Mit 134 Tabellen*. 4., völlig neubearb. Aufl. Leipzig and Köln : Fachbuchverl., 1994. – ISBN 3343008451
- [11] BÜRGEL, Ralf ; MAIER, Hans-Jürgen ; NIENDORF, Thomas: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen*. 4. überarb. Aufl. Wiesbaden : Vieweg + Teubner, 2011 (Praxis). – ISBN 978-3-8348-9907-1

- 
- [12] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: *Metallische Werkstoffe – Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung*. Berlin, 2009
  - [13] E28 COMMITTEE: *Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials*
  - [14] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V: *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2009*. Berlin, Dezember 2009
  - [15] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V: *Luft- und Raumfahrt – Metallische Werkstoffe - Prüfverfahren – Teil 1: Zugversuch bei Raumtemperatur; Deutsche und Englische Fassung EN 2002-001:2005*. Berlin, November 2006
  - [16] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: *Prüfung metallischer Werkstoffe – Druckversuch bei Raumtemperatur*. Berlin, November 2016
  - [17] E28 COMMITTEE: *Test Method for Youngs Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus*
  - [18] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: *Metallische Werkstoffe – Biegeversuch*. Berlin, März 2012
  - [19] DIN, 8582: *Fertigungsverfahren Umformen; Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Äbersicht*. September 2003
  - [20] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V.: *Luft- und Raumfahrt – Prüfverfahren für metallische Werkstoffe – Schwerlastwechselermüdung (HCF) im kraftgesteuerten Versuch*. Berlin, Januar 2010
  - [21] E08 COMMITTEE: *Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*
  - [22] INTERNATIONAL STANDARD: *Metallic materials - Fatigue testing - Axial-strain-controlled method*. Schweiz, 2003
  - [23] FATHY KANDIL: *Measurement of bending in uniaxial low cycle fatigue testing: Code of Practice*. Teddington, Middlesex : National Physical Laboratory, 1998 (Measurement good practice guide)
  - [24] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: *Luft- und Raumfahrt – Prüfverfahren für metallische Werkstoffe – Ermittlung der Rissfortschritts-Geschwindigkeit an Corner-crackproben*. Berlin, November 2011
  - [25] LEE, Yung-Li ; PAN, Jwo ; HATHAWAY, Richard B. ; BARKEY, Mark E.: *Fatigue testing and analysis: Theory and practice*. Burlington, Mass. : Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. – ISBN 0-7506-7719-8
  - [26] BATHIAS, Claude: *Fatigue limit in metals*. London : ISTE, 2014 (Focus series). – ISBN 978-1-84821-476-7

- [27] BARGEL, Hans-Jürgen ; SCHULZE, Günter: *Werkstoffkunde*. 11., bearb. Aufl. 2012. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg and Imprint and Springer, 2012 (Springer-Lehrbuch). – ISBN 3642177174
- [28] HALES, R. ; HOLDSWORTH, S. R. ; O'DONNELL, M. P. ; PERRIN, I. J. ; SKELTON, R. P.: A Code of Practice for the determination of cyclic stress-strain data. In: *Materials at High Temperatures* 19 (2014), Nr. 4, S. 165–185. <http://dx.doi.org/10.1179/mht.2002.022>. – DOI 10.1179/mht.2002.022. – ISSN 0960–3409
- [29] GOLDAK, John A. ; AKHLAGHI, Mehdi: *Computational Welding Mechanics*. [Online-Ausg.]. Boston, MA : Springer Science+Business Media, Inc, 2005 (SpringerLink: Springer e-Books). – ISBN 978–0–387–23288–1
- [30] RADAJ, D.: *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 141: *Schweißprozesssimulation: Grundlagen und Anwendungen*. Düsseldorf : Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1999. – ISBN 978–3–87155–188–8
- [31] PRIME, M. B.: Cross-Sectional Mapping of Residual Stresses by Measuring the Surface Contour After a Cut. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 123 (2001), Nr. 2, S. 162. <http://dx.doi.org/10.1115/1.1345526>. – DOI 10.1115/1.1345526. – ISSN 0094–4289
- [32] ZHANG, Y. ; GANGULY, S. ; EDWARDS, L. ; FITZPATRICK, M. E.: Cross-sectional mapping of residual stresses in a VPPA weld using the contour method. In: *Acta Materialia* 52 (2004), Nr. 17, S. 5225–5232. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2004.07.045>. – DOI 10.1016/j.actamat.2004.07.045. – ISSN 13596454
- [33] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: *Schweißen - Schmelzschweißverbindung an Stahl, Nickel, Titan und deren Legierungen (ohne Strahlschweißen) - Bewertungsgruppen von Unregelmäßigkeiten*. Berlin, 2014
- [34] MORGENSTERN, C. ; HANSELKA, H.: Kerbgrundkonzepte für die schwingfeste Auslegung von Aluminiumschweißverbindungen am Beispiel der naturharten Legierung AlMg<sub>4</sub>,5Mn (AW-5083) und der warmausgehärteten Legierung AlMgSi<sub>1</sub> T6 (AW-6082 T6). In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 37 (2006), Nr. 12, S. 994–1005. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200600089>. – DOI 10.1002/mawe.200600089. – ISSN 0933–5137
- [35] FERMER, M. ; SVENSSON, H.: Industrial experiences of FE-based fatigue life predictions of welded automotive structures. In: *Fatigue, and Fracture of Engineering Materials and Structures* 24 (2001), Nr. 7, S. 489–500. <http://dx.doi.org/10.1046/j.1460-2695.2001.00409.x>. – DOI 10.1046/j.1460–2695.2001.00409.x. – ISSN 8756–758X
- [36] BERNS, Hans: *Stahlkunde für Ingenieure*. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 1991. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-10012-7>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-10012-7>. – ISBN 978–3–540–54557–6

- [37] CLAUS OBERSTE-BRANDENBURG ; INSITUT FÜR MECHANIK DER RUHR-UNIVERSITÄT BOCHUM (Hrsg.): *Ein Materialmodell zur Beschreibung der Austenit-Martensit Phasentransformation unter Berücksichtigung der transformationsinduzierten Plastizität: Dissertation*. 1999 (Mitteilungen aus dem Institut für Mechanik)
- [38] PAUL, Surajit K. ; STANFORD, Nicole ; HILDITCH, Timothy: Austenite plasticity mechanisms and their behavior during cyclic loading. In: *International Journal of Fatigue* 106 (2018), S. 185–195. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.10.005>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2017.10.005. – ISSN 01421123
- [39] VOLKER SCHOSS: *Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischer Edelmärkte, Gefügeänderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen: Dissertation*. Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie der Technischen Universität Bergakademie Freiberg, 2001
- [40] SMAGA, Marek ; WALTHER, Frank ; EIFLER, Dietmar: Investigation and modelling of the plasticity-induced martensite formation in metastable austenites. In: *International Journal of Materials Research* 97 (2006), Nr. 12, S. 1648–1655. <http://dx.doi.org/10.3139/146.101396>. – DOI 10.3139/146.101396. – ISSN 1862–5282
- [41] SMAGA, Marek ; EIFLER, Dietmar: Fatigue Life Calculation of Metastable Austenitic Stainless Steels on the Basis of Magnetic Measurements\*. In: *Materials Testing* 51 (2009), Nr. 6, S. 370–375. <http://dx.doi.org/10.3139/120.110046>. – DOI 10.3139/120.110046. – ISSN 0025–5300
- [42] BIEHLER, Jasmin ; HOCHÉ, Holger ; OECHSNER, Matthias ; KAESTNER, Peter ; BUNK, Katharina ; BRÄUER, Günter: Einfluss der durch Umformung und Oberflächenbearbeitung bedingten Gefügeänderungen austenitischer Stähle. In: *Fortschritte in der Metallographie, Vortragstexte der 47. Metallographie-Tagung, 18. ? 20. September 2013 in Friedrichshafen. Bonn: Inventum, Sonderbände der Praktischen Metallographie 45 (2013), S. 177 ? 182. ISBN 978-3-88355-398-6 [In Citavi anzeigen] (5 , /697[13])*, 2013, 177–182
- [43] HAHNENBERGER, Frank ; SMAGA, Marek ; EIFLER, Dietmar: Influence of  $\gamma$ - $\alpha'$ -Phase Transformation in Metastable Austenitic Steels on the Mechanical Behavior During Tensile and Fatigue Loading at Ambient and Lower Temperatures. In: *Advanced Engineering Materials* 14 (2012), Nr. 10, S. 853–858. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201100341>. – DOI 10.1002/adem.201100341. – ISSN 1438–1656
- [44] BIEHLER, J. ; HOCHÉ, H. ; OECHSNER, M.: Nitriding behavior and corrosion properties of AISI 304L and 316L austenitic stainless steel with deformation-induced martensite. In: *Surface and Coatings Technology* 324 (2017), S. 121–128. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.05.059>. – DOI 10.1016/j.surfcoat.2017.05.059. – ISSN 02578972
- [45] NEBEL, Th. ; EIFLER, D.: Cyclic deformation behaviour of austenitic steels at ambient and elevated temperatures. In: *Sadhana* 28 (2003), Nr. 1-2, S. 187–208. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02717133>. – DOI 10.1007/BF02717133. – ISSN 0256–2499



- [46] SORICH, Smaga ; EIFLER: Influence of loading conditions on the cyclic deformation behavior and phase transformation of the austenitic stainless steel AISI 347 at ambient and 300Â°C. In: DEUTSCHER VERBAND FÜR MATERIALFORSCHUNG UND-PRÜFUNG E.V. (Hrsg.): *LCF 2013*. 2013, S. 33–38
- [47] IVAN NIKITIN: *Zur Verbesserung des Ermüdungsverhaltens des austenitischen Stahls X5CrNi18-10 im Temperaturbereich 25-600Â°C durch mechanische Randschichtverfestigungsverfahren: Dissertation*. Kassel, 2007 (Forschungsberichte aus dem Institut für Werkstofftechnik Metallische Werkstoffe der Universität)
- [48] TIMOTHY MARK MEDHURST: *Zyklisches Verhalten metastabiler austenitischer Feinbleche in Abhängigkeit des Umformgrades: Dissertation*. Fakultät für Mathematik, Informatik und Maschinenbau der Technischen Universität Clausthal, 2014
- [49] ZERBST, Uwe (Hrsg.) ; HÜBNER, Peter (Hrsg.): *Merkblatt / DVS. Bd. 2401: Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweißverbindungen: Merkblatt DVS 2401 (August 2004)*. 3., veränd. und erw. Aufl. Düsseldorf : Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verl., 2004. – ISBN 3871552135
- [50] SCHULER, Volkmar ; TWRDEK, Jürgen: *Praxiswissen Schweißtechnik: Werkstoffe, Prozesse, Fertigung*. 6., vollständig überarbeitete Auflage. Wiesbaden : Springer Vieweg, 2019. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-24266-4>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-24266-4>. – ISBN 9783658242657
- [51] DILTNEY, Ulrich: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien*. 3., bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg : Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006 (VDI-Buch). <http://dx.doi.org/10.1007/3-540-33154-9>. <http://dx.doi.org/10.1007/3-540-33154-9>. – ISBN 9783540216735
- [52] FOLKHARD, Erich ; RABENSTEINER, Günther ; PERTENEDER, Ernst ; SCHABEREITER, Heinz ; TÖSCH, Josef: *Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle*. Vienna : Springer Vienna, 1984. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-7091-4449-7>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-7091-4449-7>. – ISBN 978-3-7091-4450-3
- [53] SCHOLTES, B. ; ZINN, W. ; ILG, U. ; BACKFISCH, W. ; GIBMEIER, J. ; KIRCH, D.: Untersuchung einer mehrlagigen Schweißnaht eines dickwandigen Rohres aus dem austenitischen Stahl X6 CrNiNb 18 10. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 37 (2006), Nr. 11, S. 947–959. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.200600085>. – DOI 10.1002/mawe.200600085. – ISSN 0933-5137
- [54] LANG, E.: Identification of local cyclic stress-strain curves at material inhomogeneities on the basis of digital image correlation. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 47 (2016), Nr. 10, S. 958–968. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201600623>. – DOI 10.1002/mawe.201600623. – ISSN 09335137
- [55] GOM GMBH: *GOM Testing: Technische Dokumentation ab V8 SR1: Grundlagen der digitalen Bildkorrelation und Dehnungsberechnung*. 2016

- [56] CHU, T. C. ; RANSON, W. F. ; SUTTON, M. A.: Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. In: *Experimental Mechanics* 25 (1985), Nr. 3, S. 232–244. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02325092>. – DOI 10.1007/BF02325092. – ISSN 0014–4851
- [57] BRUCK, H. A. ; MCNEILL, S. R. ; SUTTON, M. A. ; PETERS, W. H.: Digital image correlation using Newton-Raphson method of partial differential correction. In: *Experimental Mechanics* 29 (1989), Nr. 3, S. 261–267. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02321405>. – DOI 10.1007/BF02321405. – ISSN 0014–4851
- [58] CHENG, Peng ; SUTTON, Michael A. ; SCHREIER, Hubert W. ; MCNEILL, Stephen R.: Full-field speckle pattern image correlation with B-Spline deformation function. In: *Experimental Mechanics* 42 (2002), Nr. 3, S. 344–352. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02410992>. – DOI 10.1007/BF02410992. – ISSN 0014–4851
- [59] SIDDIQUI, Muhammad Z. ; TARIQ, Fawad ; NAZ, Nausheen: *Application of a two step Digital Image Correlation algorithm for measuring Poisson's ratio of metals and composites*. 10 2011
- [60] HURSA, A. ; ROLICH, T. ; RAŽIĆ, S. E.: Determining Pseudo Poisson's Ratio of Woven Fabric with a Digital Image Correlation Method. In: *Textile Research Journal* 79 (2009), Nr. 17, S. 1588–1598. <http://dx.doi.org/10.1177/0040517509104316>. – DOI 10.1177/0040517509104316. – ISSN 0040–5175
- [61] HOPMANN, Christian ; KLEIN, Jan: Determination of strain rate dependent material data for FEA crash simulation of polymers using digital image correlation. In: *Computational Materials Science* 100 (2015), S. 181–190. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.01.021>. – DOI 10.1016/j.commatsci.2015.01.021. – ISSN 09270256
- [62] GRYTEN, F. ; DAIYAN, H. ; POLANCO-LORIA, M. ; DUMOULIN, S.: Use of digital image correlation to measure large-strain tensile properties of ductile thermoplastics. In: *Polymer Testing* 28 (2009), Nr. 6, S. 653–660. <http://dx.doi.org/10.1016/j.polymertesting.2009.05.009>. – DOI 10.1016/j.polymertesting.2009.05.009. – ISSN 01429418
- [63] ALMEIDA, Olivier de ; LAGATTU, Fabienne ; BRILLAUD, Jean: Analysis by a 3D DIC technique of volumetric deformation gradients: Application to polypropylene/EPR/talc composites. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (2008), Nr. 8, S. 1210–1217. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2007.08.028>. – DOI 10.1016/j.compositesa.2007.08.028. – ISSN 1359835X
- [64] TARIQ, Fawad ; ZEESHAN SIDDIQUI, M ; NAZ, Nausheen ; AHMED, Muhammad: *Application of Digital Image Correlation Technique in determination of elastic constants of materials*. 02 2012
- [65] LAGATTU, Fabienne ; BRILLAUD, Jean ; LAFARIE-FRENOT, Marie-Christine: High strain gradient measurements by using digital image correlation technique. In: *Materials Characterization* 53 (2004), Nr. 1, S. 17–28. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2004.07.009>. – DOI 10.1016/j.matchar.2004.07.009. – ISSN 10445803

- [66] CHEN, Chuanyong ; YE, Duiyi ; ZHANG, Lina ; LIU, Jianzhong: DIC-based studies of the overloading effects on the fatigue crack propagation behavior of Ti-6Al-4V ELI alloy. In: *International Journal of Fatigue* 112 (2018), S. 153–164. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.03.017>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2018.03.017. – ISSN 01421123
- [67] HAMAM, R. ; HILD, F. ; ROUX, S.: Stress Intensity Factor Gauging by Digital Image Correlation: Application in Cyclic Fatigue. In: *Strain* 43 (2007), Nr. 3, S. 181–192. <http://dx.doi.org/10.1111/j.1475-1305.2007.00345.x>. – DOI 10.1111/j.1475-1305.2007.00345.x. – ISSN 00392103
- [68] VANLANDUIT, Steve ; VANHERZEELE, Joris ; LONGO, Roberto ; GUILLAUME, Patrick: A digital image correlation method for fatigue test experiments. In: *Optics and Lasers in Engineering* 47 (2009), Nr. 3-4, S. 371–378. <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlaseng.2008.03.016>. – DOI 10.1016/j.optlaseng.2008.03.016. – ISSN 01438166
- [69] EL BARTALI, A. ; AUBIN, V. ; DEGALLAIX, S.: Fatigue damage analysis in a duplex stainless steel by digital image correlation technique. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 31 (2008), Nr. 2, S. 137–151. <http://dx.doi.org/10.1111/j.1460-2695.2007.01207.x>. – DOI 10.1111/j.1460-2695.2007.01207.x. – ISSN 8756-758X
- [70] KANG, J. ; JAIN, M. ; WILKINSON, D. S. ; EMBURY, J. D.: Microscopic Strain Mapping Using Scanning Electron Microscopy Topography Image Correlation at Large Strain. In: *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 40 (2006), Nr. 6, S. 559–570. <http://dx.doi.org/10.1243/030932405X16151>. – DOI 10.1243/030932405X16151. – ISSN 0309-3247
- [71] LAGATTU, Fabienne ; BRIDIER, Florent ; VILLECHAISE, Patrick ; BRILLAUD, Jean: In-plane strain measurements on a microscopic scale by coupling digital image correlation and an in situ SEM technique. In: *Materials Characterization* 56 (2006), Nr. 1, S. 10–18. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2005.08.004>. – DOI 10.1016/j.matchar.2005.08.004. – ISSN 10445803
- [72] SACHTLEBER, M. ; ZHAO, Z. ; RAABE, D.: Experimental investigation of plastic grain interaction. In: *Materials Science and Engineering: A* 336 (2002), Nr. 1-2, S. 81–87. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01974-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01974-8). – DOI 10.1016/S0921-5093(01)01974-8. – ISSN 09215093
- [73] CARROLL, J. D. ; BREWER, L. N. ; BATTAILE, C. C. ; BOYCE, B. L. ; EMERY, J. M.: The effect of grain size on local deformation near a void-like stress concentration. In: *International Journal of Plasticity* 39 (2012), S. 46–60. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2012.06.002>. – DOI 10.1016/j.ijplas.2012.06.002. – ISSN 07496419
- [74] CARROLL, Jay D. ; ABUZAIID, Wael Z. ; LAMBROS, John ; SEHITOGLU, Huseyin: On the interactions between strain accumulation, microstructure, and fatigue crack behavior. In: *International Journal of Fracture* 180 (2013), Nr. 2, S. 223–241. <http://dx.doi.org/10.1007/s10704-013-9813-8>. – DOI 10.1007/s10704-013-9813-8. – ISSN 0376-9429

- [75] CARROLL, J. D. ; CLARK, B. G. ; BUCHHEIT, T. E. ; BOYCE, B. L. ; WEINBERGER, C. R.: An experimental statistical analysis of stress projection factors in BCC tantalum. In: *Materials Science and Engineering: A* 581 (2013), S. 108–118. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.05.085>. – DOI 10.1016/j.msea.2013.05.085. – ISSN 09215093
- [76] PRITCHARD, Robyn H. ; LAVA, Pascal ; DEBRUYNE, Dimitri ; TERENTJEV, Eugene M.: Precise determination of the Poisson ratio in soft materials with 2D digital image correlation. In: *Soft Matter* 9 (2013), Nr. 26, S. 6037. <http://dx.doi.org/10.1039/c3sm50901j>. – DOI 10.1039/c3sm50901j. – ISSN 1744–683X
- [77] AVRIL, Stéphane ; PIERRON, Fabrice ; SUTTON, Michael A. ; YAN, Junhui: Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method. In: *Mechanics of Materials* 40 (2008), Nr. 9, S. 729–742. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmat.2008.03.007>. – DOI 10.1016/j.mechmat.2008.03.007. – ISSN 01676636
- [78] MARCEL SPRINGMANN: *Identifikation von Materialparametern schädigungsmechanischer Gesetze unter Einbeziehung der Dehnungslokalisierung: Dissertation*. Fakultät für Maschinenbau, Verfahrens- und Energietechnik der Technischen Universität Bergakademie Freiberg, 2005
- [79] PONCELET, M. ; BARBIER, G. ; RAKA, B. ; COURTIN, S. ; DESMORAT, R. ; LE-ROUX, J. C. ; VINCENT, L.: Biaxial High Cycle Fatigue of a type 304L stainless steel: Cyclic strains and crack initiation detection by digital image correlation. In: *European Journal of Mechanics - A/Solids* 29 (2010), Nr. 5, S. 810–825. <http://dx.doi.org/10.1016/j.euromechsol.2010.05.002>. – DOI 10.1016/j.euromechsol.2010.05.002. – ISSN 09977538
- [80] GRANT, B. M. B. ; STONE, H. J. ; WITHERS, P. J. ; PREUSS, M.: High-temperature strain field measurement using digital image correlation. In: *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 44 (2009), Nr. 4, S. 263–271. <http://dx.doi.org/10.1243/03093247JSA478>. – DOI 10.1243/03093247JSA478. – ISSN 0309–3247
- [81] SAKANASHI, Y. ; GUNGOR, S. ; FORSEY, A.N ; BOUCHARD, P. J.: Measurement of Creep Deformation across Welds in 316H Stainless Steel Using Digital Image Correlation. In: *Experimental Mechanics* 57 (2017), Nr. 2, S. 231–244. <http://dx.doi.org/10.1007/s11340-016-0245-z>. – DOI 10.1007/s11340-016-0245-z. – ISSN 0014–4851
- [82] KRAEMER, M. ; LANGSCHWAGER, K. ; MUELLER, F. ; OECHSNER, M.: Observation of Local Deformation Behaviour of Coarse Grained Nickel Alloy under Thermo-Mechanical Fatigue Loading using Digital Image Correlation. In: *DVM: LCF8, Eighth International Conference on Low Cycle Fatigue*, June 27-29, 2017. – ISBN 978–3–9814516–5–8, S. 213–218
- [83] BALDI, A.: Residual Stress Measurement Using Hole Drilling and Integrated Digital Image Correlation Techniques. In: *Experimental Mechanics* 54 (2014), Nr. 3, S. 379–391. <http://dx.doi.org/10.1007/s11340-013-9814-6>. – DOI 10.1007/s11340-013-9814-6. – ISSN 0014–4851

- [84] LORD, Jerry D. ; PENN, David ; WHITEHEAD, P.: The Application of Digital Image Correlation for Measuring Residual Stress by Incremental Hole Drilling. In: *Applied Mechanics and Materials* 13-14 (2008), S. 65–73. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.13-14.65>. – DOI 10.4028/www.scientific.net/AMM.13-14.65. – ISSN 1662-7482
- [85] RÉTHORÉ, Julien ; TINNES, Jean-Philippe ; ROUX, Stéphane ; BUFFIÈRE, Jean-Yves ; HILD, François: Extended three-dimensional digital image correlation (X3D-DIC). In: *Comptes Rendus Mécanique* 336 (2008), Nr. 8, S. 643–649. <http://dx.doi.org/10.1016/j.crme.2008.06.006>. – DOI 10.1016/j.crme.2008.06.006. – ISSN 16310721
- [86] LENOIR, N. ; BORNERT, M. ; DESRUES, J. ; BÉSUELLE, P. ; VIGGIANI, G.: Volumetric Digital Image Correlation Applied to X-ray Microtomography Images from Triaxial Compression Tests on Argillaceous Rock. In: *Strain* 43 (2007), Nr. 3, S. 193–205. <http://dx.doi.org/10.1111/j.1475-1305.2007.00348.x>. – DOI 10.1111/j.1475-1305.2007.00348.x. – ISSN 00392103
- [87] GENEVOIS, C. ; DESCHAMPS, A. ; VACHER, P.: Comparative study on local and global mechanical properties of 2024 T351, 2024 T6 and 5251 O friction stir welds. In: *Materials Science and Engineering: A* 415 (2006), Nr. 1-2, S. 162–170. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.032>. – DOI 10.1016/j.msea.2005.09.032. – ISSN 09215093
- [88] TONG, Wei ; TAO, Hong ; ZHANG, Nian ; JIANG, Xiquan ; MARYA, Manuel P. ; HECTOR, Louis G. ; GAYDEN, Xiaohong Q.: Deformation and fracture of miniature tensile bars with resistance-spot-weld microstructures. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 36 (2005), Nr. 10, S. 2651–2669. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-005-0263-4>. – DOI 10.1007/s11661-005-0263-4. – ISSN 1073-5623
- [89] MOLAK, Rafal M. ; PARADOWSKI, Krystian ; BRYNK, Tomasz ; CIUPINSKI, Lukasz ; PAKIELA, Zbigniew ; KURZYDŁOWSKI, Krzysztof J.: Measurement of mechanical properties in a 316L stainless steel welded joint. In: *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 86 (2009), Nr. 1, S. 43–47. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijpvp.2008.11.002>. – DOI 10.1016/j.ijpvp.2008.11.002. – ISSN 03080161
- [90] MADI, Yazid ; MATHERON, Philippe ; RECHO, Naman ; MONGABURE, Philippe: Low cycle fatigue of welded joints: New experimental approach. In: *Nuclear Engineering and Design* 228 (2004), Nr. 1-3, S. 161–177. <http://dx.doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.06.016>. – DOI 10.1016/j.nucengdes.2003.06.016. – ISSN 00295493
- [91] MKADDEM, Ali ; GASSARA, Faiez ; HAMBLI, Ridha: A new procedure using the microhardness technique for sheet material damage characterisation. In: *Journal of Materials Processing Technology* 178 (2006), Nr. 1-3, S. 111–118. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.02.018>. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2006.02.018. – ISSN 09240136
- [92] LI, Yan-jun ; LI, Quan ; WU, Ai-ping ; MA, Ning-xu ; WANG, Guo-qing ; MURAKAWA, Hidekazu ; YAN, Dong-yang ; WU, Hui-qiang: Determination of local constitutive behavior and simulation on tensile test of 2219-T87 aluminum alloy GTAW

- joints. In: *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 25 (2015), Nr. 9, S. 3072–3079. [http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63935-8](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63935-8). – DOI 10.1016/S1003-6326(15)63935-8. – ISSN 10036326
- [93] LEITÃO, C. ; GALVÃO, I. ; LEAL, R. M. ; RODRIGUES, D. M.: Determination of local constitutive properties of aluminium friction stir welds using digital image correlation. In: *Materials & Design* 33 (2012), S. 69–74. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.009>. – DOI 10.1016/j.matdes.2011.07.009. – ISSN 02613069
- [94] SUTTON, M. A. ; YAN, J. H. ; AVRIL, S. ; PIERRON, F. ; ADEEB, S. M.: Identification of Heterogeneous Constitutive Parameters in a Welded Specimen: Uniform Stress and Virtual Fields Methods for Material Property Estimation. In: *Experimental Mechanics* 48 (2008), Nr. 4, S. 451–464. <http://dx.doi.org/10.1007/s11340-008-9132-6>. – DOI 10.1007/s11340-008-9132-6. – ISSN 0014-4851
- [95] MILOSEVIC, Milos ; MILOSEVIC, Nenad ; SEDMAK, Simon ; TATIC, Uros ; HLOCH, Sergej ; JOVICIC, Radomir: Digital image correlation in analysis of stiffness in local zones of welded joints. In: *Tehnicki vjesnik - Technical Gazette* 23 (2016), Nr. 1. <http://dx.doi.org/10.17559/TV-20140123151546>. – DOI 10.17559/TV-20140123151546. – ISSN 13303651
- [96] LOCKWOOD, William D. ; TOMAZ, Borislav ; REYNOLDS, A.P.: Mechanical response of friction stir welded AA2024: Experiment and modeling. In: *Materials Science and Engineering: A* 323 (2002), Nr. 1-2, S. 348–353. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01385-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01385-5). – DOI 10.1016/S0921-5093(01)01385-5. – ISSN 09215093
- [97] LOCKWOOD, W. D. ; REYNOLDS, A. P.: Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior. In: *Materials Science and Engineering: A* 339 (2003), Nr. 1-2, S. 35–42. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00116-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00116-8). – DOI 10.1016/S0921-5093(02)00116-8. – ISSN 09215093
- [98] NIELSEN, K. L. ; PARDOEN, T. ; TVERGAARD, V. ; MEESTER, B. de ; SIMAR, A.: Modelling of plastic flow localisation and damage development in friction stir welded 6005A aluminium alloy using physics based strain hardening law. In: *International Journal of Solids and Structures* 47 (2010), Nr. 18-19, S. 2359–2370. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2010.03.019>. – DOI 10.1016/j.ijsolstr.2010.03.019. – ISSN 00207683
- [99] SUN, Guangyong ; XU, Fengxiang ; LI, Guangyao ; HUANG, Xiaodong ; LI, Qing: Determination of mechanical properties of the weld line by combining micro-indentation with inverse modeling. In: *Computational Materials Science* 85 (2014), S. 347–362. <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.01.006>. – DOI 10.1016/j.commatsci.2014.01.006. – ISSN 09270256
- [100] LUO, Huiliang ; KANG, Guozheng ; KAN, Qianhua ; HUANG, Yan: Experimental investigation on the heterogeneous ratchetting of SUS301L stainless steel butt weld joint during uniaxial cyclic loading. In: *International Journal of Fatigue* 105 (2017), S. 169–179. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.08.027>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2017.08.027. – ISSN 01421123

- [101] M. FISCHALECK, K. BAUERBACH, J. RUDOLPH, A. WILLUWEIT, A. SCHOLZ, TH. BEIER, T. SCHLITZER AND M. VORMWALD: *Abschlussbericht: Numerische Simulation und experimentelle Charakterisierung des Ermüdungsrischwachstums unter thermozyklischer Beanspruchung*. Germany : TU Darmstadt: Institut für Werkstoffkunde (IfW), Fachgebiet Werkstoffmechanik (iFSW) and AREVA GmbH, June 2013. – BMBF 02NUK009D
- [102] LANGSCHWAGER, Kay ; BOSCH, Alexander ; LANG, Eliane ; RUDOLPH, Jürgen ; VORMWALD, Michael ; SCHOLZ, Alfred ; OECHSNER, Matthias: Fatigue Behavior of Butt Weld Seams: Experimental Investigation and Numerical Simulation. In: *ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference*, Sunday 20 July 2014, S. V003T03A064
- [103] LANGSCHWAGER, Kay ; RUDOLPH, Jürgen ; SCHOLZ, Alfred ; OECHSNER, Matthias: High Temperature Fatigue of Welded Joints: Experimental Investigation and Local Analysis of Butt Welded Flat and Cruciform Specimens. In: *ASME 2015 Pressure Vessels and Piping Conference*, Sunday 19 July 2015, S. V003T03A041
- [104] BOSCH, Alexander ; VORMWALD, Michael ; LANGSCHWAGER, Kay ; SCHOLZ, Alfred ; OECHSNER, Matthias: Schwingfestigkeit von thermo-mechanisch beanspruchten Stumpfschweißverbindungen austenitischer Werkstoffe. In: *Materials Testing* 58 (2016), Nr. 7-8, S. 652–659. <http://dx.doi.org/10.3139/120.110899>. – DOI 10.3139/120.110899. – ISSN 0025–5300
- [105] LANGSCHWAGER, Kay ; RUDOLPH, Jürgen ; SCHOLZ, Alfred ; OECHSNER, Matthias: High Temperature Fatigue of Welded Joints—Experimental Investigation and Local Analysis of Butt Welded Flat and Cruciform Specimens. In: *Journal of Pressure Vessel Technology* 139 (2017), Nr. 4, S. 041408. <http://dx.doi.org/10.1115/1.4036140>. – DOI 10.1115/1.4036140. – ISSN 0094–9930
- [106] NEIDEL, Andreas (Hrsg.): *Schadensfallanalysen metallischer Bauteile: Eine Sammlung von 31 realen Beispielen aus der Praxis*. München : Hanser, 2015. <http://dx.doi.org/10.3139/9783446446090>. <http://dx.doi.org/10.3139/9783446446090>. – ISBN 9783446445727
- [107] HAUPT, Peter: *Continuum mechanics and theory of materials*. 2nd ed. Berlin and London : Springer, 2011 (Advanced texts in physics). – ISBN 978–3–642–07718–0
- [108] IRGENS, Fridtjov: *Continuum Mechanics*. Berlin, Heidelberg : Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008. – ISBN 3540742980
- [109] ZHANG ; CAI, Yuanqiang: *Continuum damage mechanics and numerical applications*. Berlin and London : Springer, 2011 (Advanced topics in science and technology in China). – ISBN 3642047076
- [110] LEMAITRE, Jean: *A Course on Damage Mechanics*. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 1996. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-18255-6>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-18255-6>. – ISBN 978–3–540–60980–3



- [111] THUM, A. ; FEDERN, K.: *Spannungszustand und Bruchausbildung*. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 1939. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-36315-7>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-36315-7>. – ISBN 978-3-662-35487-2
- [112] GROSS, Dietmar ; SEELIG, Thomas: *Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik*. 6., erw. Aufl. 2016. Berlin : Springer Berlin and Springer Vieweg, 2016 (Lehrbuch). – ISBN 978-3-662-46737-4
- [113] WOLFGANG MÜLLER: *Beitrag zur Ermittlung der Leistung von Berechnungsanlagen mit Methoden der mathematischen Statistik und Wahrscheinlichkeitsrechnung: Dissertation*. Der Fakultät für Bau, Wasser- und Forstwesen des Wissenschaftsrates der Technischen Universität Dresden, 1973
- [114] AHREND, ELIANE ; DISSERTATION, TECHNISCHE UNIVERSITÄT DARMSTADT (Hrsg.): *Kurzzeitfestigkeit von Schweißverbindungen : Ein Verfahren zur Parameteridentifikation lokaler zyklischer Spannungs-Dehnungs-Kurven bei Werkstoffinhomogenitäten auf Basis der digitalen Bildkorrelation*. 2018
- [115] RÖSLER, Joachim ; HARDERS, H. ; BÄKER, M.: *Mechanical behaviour of engineering materials: Metals, ceramics, polymers, and composites*. Berlin and New York : Springer, 2007. – ISBN 978-3-8351-0008-4
- [116] VOIGT, Woldemar: *Lehrbuch der Kristallphysik: Mit Ausschluß der Kristalloptik*. Wiesbaden : Vieweg+Teubner Verlag and Imprint, 1966. – ISBN 3663153169
- [117] SOCIE, Darrell ; MARQUIS, G.: *Multiaxial fatigue*. Warrendale, Pa. (400 Commonwealth Dr., Wallendale PA USA) : Society of Automotive Engineers, 2000 (Society of Automotive Engineers. Electronic publications). – ISBN 9780768065107
- [118] HÜBEL, Hartwig: *Vereinfachte Fließzonentheorie: Auf Grundlage der Zarka-Methode*. Wiesbaden : Springer Fachmedien Wiesbaden, 2015 <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-07922-2>. – ISBN 978-3-658-07922-2
- [119] BURTH, Knut ; BROCKS, Wolfgang: *Plastizität: Grundlagen und Anwendungen für Ingenieure*. Braunschweig : Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft, 1992. – ISBN 9783528088262
- [120] BANNANTINE, Julie A. ; COMER, Jess J. ; HANDROCK, James L.: *Fundamentals of metal fatigue analysis*. Englewood Cliffs, N.J. : Prentice Hall, 1990. – ISBN 013340191X
- [121] CHOW, C. L. ; WEI, Y.: Constitutive Modeling of Material Damage for Fatigue Failure Prediction. In: *International Journal of Damage Mechanics* 8 (2016), Nr. 4, S. 355–375. <http://dx.doi.org/10.1177/105678959900800405>. – DOI 10.1177/105678959900800405. – ISSN 1056-7895
- [122] KULAWINSKI, D. ; ACKERMANN, S. ; GLAGE, A. ; HENKEL, S. ; BIERMANN, H.: Biaxial Low Cycle Fatigue Behavior and Martensite Formation of a Metastable Austenitic Cast TRIP Steel Under Proportional Loading. In: *steel research international* 82 (2011), Nr. 9, S. 1141–1148. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.201100111>. – DOI 10.1002/srin.201100111. – ISSN 16113683

- [123] KULAWINSKI, D. ; WEIDNER, A. ; HENKEL, S. ; BIERMANN, H.: Isothermal and thermo-mechanical fatigue behavior of the nickel base superalloy Waspaloy<sup>TM</sup> under uniaxial and biaxial-planar loading. In: *International Journal of Fatigue* 81 (2015), S. 21–36. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.020>. – DOI 10.1016/j.ijfatigue.2015.07.020. – ISSN 01421123
- [124] LI, Ruipeng ; ZHANG, Yunfeng ; TONG, Le-Wei: Numerical study of the cyclic load behavior of AISI 316L stainless steel shear links for seismic fuse device. In: *Frontiers of Structural and Civil Engineering* 8 (2014), Nr. 4, S. 414–426. <http://dx.doi.org/10.1007/s11709-014-0276-4>. – DOI 10.1007/s11709-014-0276-4. – ISSN 2095-2430
- [125] PHẠM, Phú Tình ; STAAT, Manfred: FEM-based shakedown analysis of hardening structures. In: *Asia Pacific Journal on Computational Engineering* 1 (2014), Nr. 1, S. 4. <http://dx.doi.org/10.1186/2196-1166-1-4>. – DOI 10.1186/2196-1166-1-4. – ISSN 2196-1166
- [126] DÖRING, Ralph: *Veröffentlichungen des Instituts für Stahlbau und Werkstoffmechanik der Technischen Hochschule Darmstadt*. Bd. 78: *Zum Deformations- und Schädigungsverhalten metallischer Werkstoffe unter mehrachsiger nichtproportionaler zyklischer Beanspruchung*. Darmstadt : Inst. für Stahlbau und Werkstoffmechanik, 2006. – ISBN 978-3-939195-05-4
- [127] MOSTAGHEL, Naser ; BYRD, Ryan A.: Inversion of Ramberg–Osgood equation and description of hysteresis loops. In: *International Journal of Non-Linear Mechanics* 37 (2002), Nr. 8, S. 1319–1335. [http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7462\(02\)00025-2](http://dx.doi.org/10.1016/S0020-7462(02)00025-2). – DOI 10.1016/S0020-7462(02)00025-2. – ISSN 00207462